



Escola Politècnica Superior
d'Enginyeria de Vilanova i la Geltrú

UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE CATALUNYA

PROJECTE FI DE CARRERA

TÍTOL: Influencia de los parámetros de obtención de lingotes Al-Si-Mg con propiedades tixotrópicas

AUTOR: Alberto Fernández Fernández

TITULACIÓ: Enginyeria Tècnica Industrial, especialitat mecànica

DIRECTOR: Sergi Menargues Muñoz

PONENT: Maria Teresa Baile Puig

DEPARTAMENT: Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica

DATA: Juliol 2009

TÍTOL: Influencia de los parámetros de obtención de lingotes Al-Si-Mg con propiedades tixotrópicas

COGNOMS: Fernández Fernández

NOM: Alberto

TITULACIÓ: Enginyeria Tècnica Industrial

ESPECIALITAT: Mecànica

PLA: 1995

DIRECTOR: Sergi Menargues Muñoz

DEPARTAMENT: Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica

QUALIFICACIÓ DEL PFC

TRIBUNAL

PRESIDENT

SECRETARI

VOCAL

DATA DE LECTURA:

Aquest Projecte té en compte aspectes mediambientals: ☒ Sí ☐ No

PROJECTE FI DE CARRERA

RESUM (màxim 50 línies)

En la actualidad hay una gran competitividad a nivel industrial y concretamente en sectores como la automoción, aeronáutico y del transporte en general, que exige a las empresas innovar en nuevas tecnologías que permitan obtener componentes de mayor calidad a un coste de producción inferior y con los procesos de conformación en estado semisólido se obtienen componentes con mejores propiedades mecánicas, se reducen los defectos y también los costes de producción.

En este proyecto se pretende optimizar el proceso de conformación en estado semisólido Sub Liquidus Casting, para la aleación de aluminio A357.

Los componentes objeto de estudio son lingotes producidos por Sub Liquidus Casting en la aleación de aluminio A357, fabricados con los mismos parámetros de conformación a excepción de los tiempos de enfriamiento, siendo estos: 5, 8, 11, 12, 13, 14, 15 y 16 segundos. Este enfriamiento se produce en el contenedor de la máquina con agua a 15°C.

Para la optimización del proceso de conformación Sub Liquidus Casting se han preparado varias probetas correspondientes a diferentes secciones de los lingotes para realizar ensayos de dureza Brinell, Ultramicrodurezas y analizar la microestructura, con el objetivo de determinar que combinación de parámetros de conformación proporcionan las mejores propiedades mecánicas.

Paraules clau (màxim 10):

Semisólido	Sub Liquidus Casting	Aleaciones de aluminio	A357.0
Propiedades mecánicas	Ultramicrodureza	Dureza Brinell	

ÍNDICE

Resumen

Índice	8
1. Introducción	12
1.1. Objetivo del proyecto	12
1.2. Alcance del proyecto	12
2. Aleaciones de Aluminio	14
2.1. Nomenclatura de las aleaciones de aluminio	14
2.2. Aleaciones de Forja	15
2.3. Aleaciones de Moldeo	16
2.3.1. Aleaciones de moldeo Al-Si-Mg	16
2.4. Propiedades de la aleación A357	17
3. Conformación en Estado Semisólido	20
3.1. Antecedentes	21
3.2. Aspectos Teóricos	23
3.2.1. Propiedades Tixotrópicas	23
3.2.2. Reología del Estado Semisólido	23
3.2.2.1. Viscosidad	24
3.2.2.2. Fluido Newtoniano	25
3.2.2.3. Fluido Pseudoplástico	27
3.2.2.4. Fluido Dilatante	28
3.2.2.5. Fluido Viscoplastico	30
3.2.2.6. Fluido Tixotrópico	31
3.2.2.7. Fluido Viscoelástico	33
3.2.3. Obtención de lingotes no dendríticos	33
3.3. Procesos en estado semisólido (SSM)	34
3.3.1. Procesos que parten de un sólido	35
3.3.1.1 Thixoforming	35

3.3.1.1.1. Thixocasting	36
3.3.1.1.2. Thixoforging	37
3.3.1.2. Thixomolding	39
3.3.1.3 Compocasting	40
3.3.2. Procesos que parten de un líquido	41
3.3.2.1 New Rheocasting (NRC)	41
3.3.2.2. Semisolid Rheocasting (SSR)	42
3.3.2.3. Rheo Diecasting (RDC)	43
3.3.2.4. Cooling Slope (CS)	45
3.3.2.5. Sub Liquidus Casting (SLC)	46
3.3.2.5.1. Características y ventajas del proceso SLC	47
4. Procedimiento Experimental	50
4.1. Introducción	50
4.2. Material Utilizado	50
4.3. Ensayos	51
4.3.1. Preparación de las muestras para el ensayo de Dureza Brinell	51
4.3.2. Ensayo de Dureza Brinell	53
4.3.3. Funcionamiento del Durómetro Universal	55
4.3.4. Preparación de las muestras para el ensayo de Ultramicrodurezas	57
4.3.5. Ensayo de Ultramicrodurezas	59
4.3.6. Funcionamiento del Ultramicrodurómetro	64
5. Resultados	66
5.1. Ensayo de Dureza Brinell	66
5.2. Ensayo de Ultramicrodurezas	71
5.3. Microestructura	86
6. Discusión de Resultados	96
7. Conclusiones	106
8. Impacto Ambiental	108
9. Presupuesto	110

10. Índice de Tablas, Gráficas y Figuras	112
11. Bibliografía	116
Agradecimientos	120

1. Introducción

Actualmente hay una gran demanda de componentes con menor peso, mayores propiedades mecánicas, menos defectos y a costes de producción inferiores. Por este motivo los procesos de conformación por inyección de aluminio se han visto obligados a ser mejorados para satisfacer la demanda de productos de altas prestaciones.

El aluminio tiene aproximadamente $1/3$ parte la densidad de los aceros y aunque las propiedades mecánicas son inferiores a la de estos (mejores propiedades mecánicas en las aleaciones Al-Cu y Al-Mg), es un material idóneo para aprovechar su ligereza y potenciar sus propiedades mecánicas.

Con los procesos de conformación en estado semisólido, además de tener las ventajas propias de trabajar a menor temperatura, se consiguen mejorar las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio, consiguiendo productos de mayor calidad.

1.1. Objetivo del proyecto

El objetivo del proyecto es analizar ocho lingotes de la aleación de aluminio A357.0 conformados en estado semisólido con el proceso Sub Liquidus Casting obtenidos con parámetros del proceso de conformación diferentes y determinar cual de ellos tiene unas mejores propiedades mecánicas.

Para ello se realizarán ensayos de dureza Brinell, microdurezas y se analizará la microestructura de diferentes secciones de los lingotes para llegar a la conclusión de cual de los ocho lingotes es óptimo.

1.2. Alcance del proyecto

El proyecto pretende optimizar los tiempos de enfriamiento y las temperaturas de calentamiento del material antes de ser inyectado con el proceso de conformación en estado semisólido Sub Liquidus Casting, con la finalidad de obtener productos con menos defectos y mayores propiedades mecánicas. Es en este proceso de enfriamiento controlado donde se va a producir la estructura globular de la fase α que va a permitir inyectar el material en estado semisólido en régimen laminar. Por ello, la importancia de determinar cual es el tiempo de enfriamiento y la temperatura del material óptimo.

2. Aleaciones de Aluminio

El aluminio tiene una estructura cúbica centrada en las caras y es dúctil incluso a temperatura ambiente.

El aluminio y sus aleaciones se caracterizan por su baja densidad (2700 kg/m^3 en comparación con los 7900 kg/m^3 del acero), una alta conductividad eléctrica como térmica, alta reflectividad y una gran resistencia a la corrosión [1].

Las principales limitaciones que tiene el aluminio son: mantiene su dureza a muy bajas temperaturas y tiene una baja resistencia mecánica, reduciéndose de esta forma su campo de aplicación.

Para poder aumentar la resistencia mecánica del aluminio se consigue por acritud y por aleación. Los principales elementos de aleación son el cobre, magnesio, manganeso, silicio y zinc.

Algunas de las aplicaciones más comunes de las aleaciones de aluminio son: partes estructurales de los aviones, estructuras portantes, partes de las carrocerías de automóviles (culatas, pistones y colectores), latas para bebidas refrescantes, etc.

Actualmente tienen gran importancia las aleaciones de aluminio y de otros metales de baja densidad como el titanio y el magnesio, como materiales empleados en el sector de los transportes, debido al efecto de ahorro de combustible. Una importante característica de estos materiales es la resistencia específica, cuantificada como la relación entre resistencia a la tracción y densidad. Aunque una aleación de estos metales tenga una resistencia a la tracción inferior a la de un material más denso (acero), para un peso determinado puede aguantar una carga mucho mayor.

2.1. Nomenclatura de las aleaciones de aluminio

Según el modelo de transformación de las aleaciones de aluminio, éstas se puede clasificar en: Aleaciones de forja o Aleaciones de moldeo.

La designación de las aleaciones de aluminio y de sus estados básicos más utilizada internacionalmente es la establecida por Aluminium Association, siendo reconocida por el American National Standards Institute (ANSI) como la norma nacional de Estados Unidos, y está incorporada a las normas ANSI H35.1 y H35.2 [2].

Las aleaciones de forja se clasifican por un sistema de cuatro dígitos, en donde el primer índice indica el aleante mayoritario, y las aleaciones de moldeo se clasifican por un sistema de cuatro dígitos incorporando un decimal. El primer dígito indica el aleante mayoritario o grupo.

Tabla 2.1. Nomenclatura de las aleaciones de aluminio [1]

Aleaciones de forja	Serie	Aleaciones de moldeo	Serie
Aluminio $\geq 99,00$ %	1XXX	Aluminio $\geq 99,00$ %	1XX.X
Cobre	2XXX	Cobre	2XX.X
Manganeso	3XXX	Silicio más Cobre y Magnesio	3XX.X
Silicio	4XXX	Silicio	4XX.X
Magnesio	5XXX	Magnesio	5XX.X
Magnesio y Silicio	6XXX	Series no utilizadas	6XX.X
Zinc	7XXX	Zinc	7XX.X
Otros elementos	8XXX	Estaño	8XX.X
Series no utilizadas	9XXX	Otros elementos	9XX.X

2.2. Aleaciones de Forja

Las aleaciones de aluminio para forja se conforman por deformación plástica, variando significativamente la microestructura de las aleaciones de aluminio en comparación con las de moldeo.

A la vez, las aleaciones se pueden dividir en tratables o no tratables térmicamente.

Una buena resistencia a alta temperatura se logra mediante la adición de cobre (hasta un 4%) y/o níquel, manganeso, o hierro hasta un 1% cada uno [1].

Una buena resistencia química se consigue por otra parte con aleaciones de magnesio, manganeso, o en combinación de magnesio y silicio. La maquinabilidad se mejora en gran medida por la adición de plomo y bismuto hasta un 0,6% cada uno [1].

Una estructura con grano fino se obtiene especialmente con la adición de titanio y boro (por encima del 0,1%). Otros elementos, por ejemplo, el hierro y el manganeso, tienen la tendencia a actuar a reducir el grano [1].

2.3. Aleaciones de Moldeo

Se utilizan en fundición para la fabricación de piezas obtenidas por colada del metal líquido en moldes de arena, en moldes de acero o de fundición o por inyección por tener una buena colabilidad y ser capaz de llenar el molde por completo. La colabilidad se mejora mediante la adición de silicio de hasta 13%.

La adición de magnesio, en porcentajes del 0.3 al 1%, facilita el endurecimiento por precipitación con lo que aumenta las características resistentes [1].

Adiciones de cobre entre el 1 y el 4% aumentan en gran medida la resistencia, sobre todo a temperaturas elevadas [1].

2.3.1. Aleaciones de moldeo Al-Si-Mg

Con la adición de pequeños porcentajes de Mg, las aleaciones Al-Si se convierten en bonificables, y consiguen valores de resistencia y dureza considerablemente mayores y mejoran la maquinabilidad. Una de las representantes principales de esta familia es la AlSi10Mg, utilizada en motores y máquinas. La aleación AlSi7Mg es más resistente y de mejor maquinabilidad a costa de una menor facilidad de moldeo.

Las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio del tipo AlSiMg dependen significativamente del tamaño y forma de las partículas de Si, de la cantidad de Mg presente y del tratamiento térmico de envejecimiento. El Mg en particular, hace que éste tipo de aleaciones sean térmicamente tratables, y un incremento en su concentración dará como resultado un aumento de resistencia mecánica y una reducción de la ductilidad y la tenacidad a la fractura, y esto se debe a que su presencia está relacionada a la formación de precipitados de endurecimiento del tipo Mg_2Si [3].

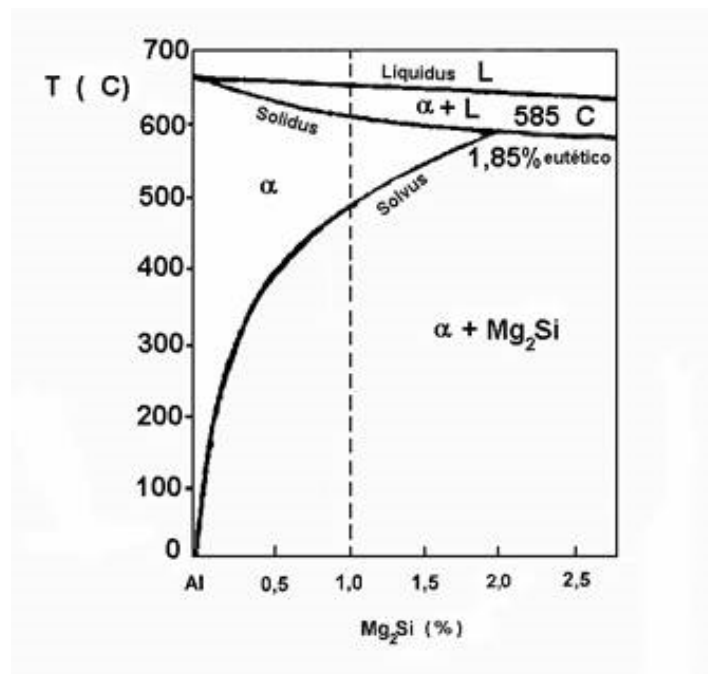
El efecto del silicio en las aleaciones de aluminio es la mejora de las propiedades de fundición, aumentando la fluidez del material y proporcionándole una elevada colabilidad.

El rango óptimo de silicio depende del proceso de fundición, por ejemplo para procesos con un enfriamiento lento (arena, yeso) el rango está entre un 5 y un 7 %, para moldes permanentes entre un 7 y un 9 % y en moldeo entre un 8 y un 12 %. Estos datos son recomendatorios y se basan en la relación entre la velocidad de enfriamiento, la fluidez y el efecto del porcentaje de eutéctico [4].

El magnesio es la base de endurecimiento y resistencia en los tratamientos térmicos de las aleaciones de Al-Si. El Mg se adiciona para producir la formación de precipitados coherentes precursor del componente intermetálico Mg_2Si . El grado de endurecimiento depende de la cantidad de elementos endurecedores en solución sólida y de su forma de precipitación. La fase de endurecimiento Mg_2Si muestra un útil límite de solubilidad que corresponde a aproximadamente 0,70 % Mg [1].

En las aleaciones de la familia Al-Si de alta resistencia, se utiliza magnesio en un rango entre 0,40 y 0,070 %.

Figura 2.1. Diagrama pseudo-binario Al- Mg_2Si [5]



2.4. Propiedades de la aleación A357

La aleación de aluminio A357.0/AlSi7Mg0,6 (EN AC-42200) está compuesta principalmente por los elementos aleantes Si (6,5–7,5%) y Mg (0,40–0,7%), es tratable térmicamente y posee una gran resistencia y una excelente colabilidad, debido a una composición próxima a la eutéctica.

Las aplicaciones principales de esta aleación son partes críticas de aeronaves y otros usos que precisen de piezas con un tratamiento térmico y que combinen una buena soldabilidad con una gran resistencia y dureza.

Tabla 2.2. Puntuación de las propiedades de la aleación de aluminio A357.0 [3]

1, buena; 5, mala.

Aleación	Resistencia a la ruptura en caliente	Fluidez	Tendencia a la contracción	Resistencia a la corrosión	Maquinabilidad	Soldabilidad
A357.0	1	1	1	2	3	2

Los elementos aleantes que encontramos en la aleación en estudio proporcionan unas propiedades específicas a esta aleación. A continuación se citarán las principales características de cada aleante:

El efecto del silicio en las aleaciones de aluminio es el de aumentar las propiedades de moldeo, como son un aumento de la fluidez y una gran capacidad de colabilidad del material [3].

El hierro mejora la resistencia a altas temperaturas y disminuye la ductilidad y la soldabilidad de las aleaciones de moldeo [3].

El cobre aumenta sustancialmente la ductilidad y la dureza de las aleaciones de aluminio de fundición tratadas o no térmicamente. El cobre generalmente reduce la resistencia a la corrosión [3].

El manganeso normalmente se ha considerado una impureza en las aleaciones de fundición y se controla a niveles bajos en muchas de las composiciones de moldeo por gravedad.

El magnesio es la base de la ductilidad y el endurecimiento de las aleaciones de aluminio-silicio tratadas térmicamente, y también se utiliza en aleaciones más complejas que además contienen cobre, níquel y otros elementos con el mismo propósito [3].

El zinc no proporciona un aumento técnico de las propiedades en las aleaciones de aluminio. Acompañado por la adicción de cobre y/o magnesio, sin embargo, el zinc mejora los resultados de las aleaciones tratadas térmicamente o al realizar un envejecimiento natural [3].

La composición química de la aleación de aluminio A357.0, se presenta en la tabla 2.3.

Tabla 2.3. Composición química de la aleación A357.0 en % en peso [3]

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
6,5–7,5	0,20 máx.	0,20 máx.	0,10 máx.	0,40–0,7	0,10 máx.	0,04–0,20	Restante

3. Conformación en Estado Semisólido

La conformación de las aleaciones de aluminio se ha hecho tradicionalmente en estado líquido o sólido, pero éstas tienen sus propias limitaciones.

Los procesos de conformación en estado líquido han sido principalmente la colada por gravedad y la inyección. Estos procesos de conformación en estado líquido tienen sus inconvenientes, como son principalmente, la contracción producida al enfriar la pieza al trabajar a rangos de temperaturas elevados, con la consecuente aparición de tensiones residuales internas. También es común la aparición de porosidad en el interior de la pieza debido a la utilización de un régimen turbulento en la llenada del molde, y el gas disuelto del metal en estado líquido.

Estos defectos limitan las propiedades mecánicas del material y le proporcionan una cierta fragilidad. Tampoco se pueden mejorar sus propiedades mecánicas por tratamientos térmicos debido a la aparición de ampollas, porque una vez aparecidos este tipo de defectos, estos no se pueden eliminar. Por este motivo al necesitar productos con unas propiedades mecánicas superiores aparecieron los procesos de conformación en estado semisólido.

Los procesos de conformación en estado semisólido (SSM) se diferencian de los procesos de conformación convencionales, en que no trabajan con el material en estado líquido o sólido, sino con un material en un estado intermedio (semisólido).

Este proceso tiene unas ventajas propias en comparación con los procesos de inyección, ya que se trabaja a una temperatura inferior, a un régimen laminar y a unas condiciones de enfriamiento menos drásticas, reduciendo de forma substancial la probabilidad de que aparezcan defectos en la estructura interna de la pieza.

La conformación de aleaciones de aluminio en estado semisólido es un proceso híbrido, que incorpora elementos de varias técnicas clásicas de conformado. Permite libertad en el diseño del molde y en la velocidad de producción de la fundición, así como una calidad metalúrgica y unas propiedades mecánicas superiores a las de la fundición en molde permanente o en fundición inyectada [6].

Los componentes conformados por Thixoforming pueden tener secciones tan delgadas como los obtenidos por squeeze casting, pudiéndose aplicar a piezas con paredes de 1 mm [6].

Las características que proporcionan las técnicas de conformación en estado semisólido a las aleaciones de aluminio respecto a los procesos de conformación tradicionales, son debidas a las propiedades reológicas de los materiales cuando coexisten una fase líquida (eutéctico) y una fase sólida esferoidal (α).

Las ventajas de los productos conformados en estado semisólido son [7]:

- Productos de excepcional calidad, con una porosidad inferior al 0,1%.
- Buena combinación de resistencia mecánica y ductilidad.
- Buenas tolerancias dimensionales, paredes delgadas y buen acabado superficial.
- Bajas temperaturas durante el proceso, cortos ciclos de tiempo y menores tensiones en los utillajes.
- Aptitud para utilizar aleaciones inusuales que tienen dificultades en los procesos de conformación en estado líquido.
- Pueden ser tratadas térmicamente.

3.1. Antecedentes

Los principios para la aplicación industrial del conformado en estado semisólido [8, 9] fueron expuestos por primera vez por M.C. Fleming y D.B. Spencer en 1972 [10]. Spencer descubrió de forma accidental este proceso como parte de la investigación de su doctorado en el Massachusetts Institute of Technology (MIT), durante el estudio del desgarro en caliente o “*hot tearing*”.

La característica principal de la conformación en estado semisólido es el comportamiento del flujo del material que contiene partículas sólidas de forma no dendrítica. Este proceso consiste en el control de la pseudoplasticidad del material cuando se mantiene a una temperatura adecuada en estado semipastoso (aproximadamente 60% sólido y un 40% líquido). En estas condiciones, la viscosidad decrece con la velocidad de deformación, dependiendo de las condiciones de agitación del material y su tixotropía depende de la tensión de cizalla y del tiempo. La viscosidad del lodo semisólido se incrementa con el aumento de la fracción sólida y decrece con la esferoidización y la disminución del tamaño de los glóbulos sólidos [11].

La estructura resultante, está compuesta de partículas globulares dispersas en una matriz de microconstituyente eutéctico.

Durante este estudio Spencer utilizó un viscosímetro tipo Courette y una aleación Sn-15%Pb. Este viscosímetro consiste en dos cilindros concéntricos donde el cilindro exterior gira continuamente en un rango de velocidades que puede variar desde 0,4 hasta 1000 rpm [12]. La aleación se vertía en estado líquido en el espacio existente entre los dos cilindros, mientras el cilindro exterior giraba produciendo fuerzas de cizalla y se enfriaba la aleación.

Durante los ensayos se observó que la viscosidad de la aleación disminuía con el aumento de la agitación y se atribuyó a la estructura globular producida durante el experimento. Es decir, la viscosidad disminuye al aumentar las fuerzas de cizalla que actúan sobre el material, con lo que se comporta, prácticamente, como un sólido en ausencia de estas fuerzas de cizalla, pudiéndose manipular fácilmente [9].

Posteriormente Joly y otros [13] publicaron un estudio sobre la reología de las aleaciones parcialmente solidificadas. Mostraron que la viscosidad era muy sensible a la velocidad de enfriamiento además de a la velocidad de cizalladura: bajas velocidades de enfriamiento y altas velocidades de cizalladura hacen disminuir la viscosidad para una fracción de sólido dada. La viscosidad depende también del tiempo de aplicación de la fuerza cortante τ .

El comportamiento tixotrópico se caracteriza porque el lingote puede mantener su forma, pero cuando se le aplican fuerzas de corte se deforma. Así un lingote en este estado mantiene su forma y puede al mismo tiempo ser cortado con un cuchillo, tal y como se muestra en la figura 3.1. [14]

Figura 3.1. Corte de un lingote de Rheocasting [2]



En cuanto al comportamiento mecánico, la estructura dendrítica semisólida, para una fracción sólida de 0,4 tiene una resistencia a cizalla (*shear stress*) de aproximadamente 200KPa, mientras que una estructura globular muestra, con la misma fracción sólida menos de 0,2KPa, es decir tres ordenes de magnitud menos [15].

No es hasta 1990 cuando la industria tomó consciencia de las potenciales ventajas que podían ofrecer estas tecnologías. En los últimos años, se han desarrollado nuevas tecnologías de conformado en estado semisólido (SSM) entre las que destaca el Sub Liquidus Casting.

3.2. Aspectos Teóricos

3.2.1. Propiedades Tixotrópicas

La tixotropía es la característica según la cual un fluido viscoelástico disminuye su viscosidad aparente al ser agitado violentamente hasta alcanzar un estado estacionario después de un tiempo de agitación [8]. Esto implica una disminución de la viscosidad o de la tensión de cortadura con el tiempo, produciéndose ésta bajo condiciones isotérmicas y velocidades de cortadura estacionaria [16].

Una característica de las aleaciones que poseen un comportamiento tixotrópico es que, si solidifican totalmente, pueden recuperar sus propiedades tixotrópicas mediante un posterior calentamiento a la temperatura de estado semisólido. Esta reversibilidad se debe al proceso de aglomeración-desaglomeración que sufre la fase sólida primaria al aumentar la velocidad de agitación. La formación de aglomerados en la fase sólida primaria se produce cuando la velocidad de agitación es baja y si, a continuación, se aplica una elevada agitación, los aglomerados se destruyen (desaglomeración) y baja la viscosidad [17].

3.2.2. Reología del Estado Semisólido

La reología es la ciencia que estudia la deformación de un cuerpo sometido a esfuerzos externos. Las propiedades reológicas se definen a partir de la relación existente entre un sistema de fuerzas externas y su deformación o flujo. Todo fluido se va a deformar en mayor o menor medida al someterse a un sistema de fuerzas externas. Dicho sistema de fuerzas se representa matemáticamente mediante el esfuerzo cortante (τ_{xy}), mientras que la respuesta dinámica del fluido se cuantifica mediante la velocidad de deformación ($\dot{\gamma}$) [18].

3.2.2.1. Viscosidad

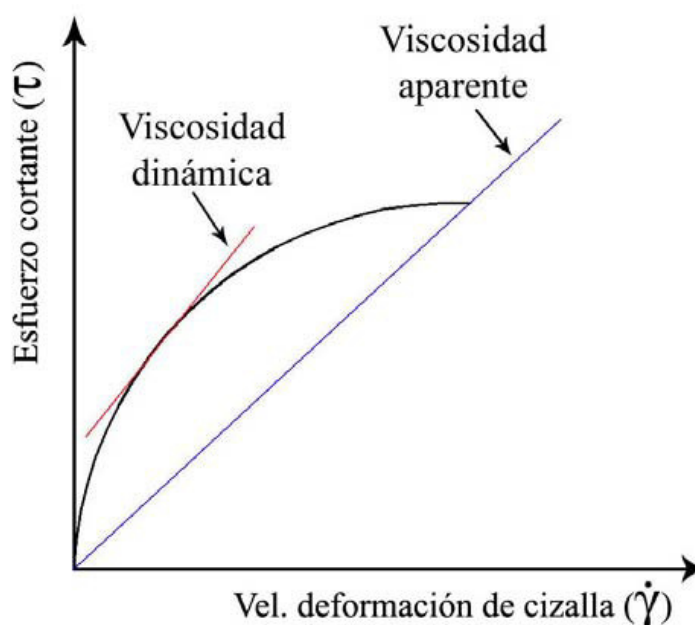
La viscosidad se define como la resistencia que ofrece un fluido a fuerzas cortantes. La viscosidad es función de los parámetros del proceso, como la velocidad y tiempo de cizallamiento o la temperatura y las características metalúrgicas de la aleación, como la función sólida, la morfología dendrítica o globular o la distribución y tamaño de las partículas.

Existen tres tipos de viscosidades: la viscosidad dinámica, la viscosidad cinemática y la viscosidad aparente (Fig. 3.2.).

La viscosidad dinámica o absoluta (μ), si se representa la curva de fluidez (esfuerzo cortante frente a velocidad de deformación) se define como la pendiente en cada punto de dicha curva.

La viscosidad aparente (η), se define como el cociente entre el esfuerzo cortante y la velocidad de deformación. Este término es el que se utiliza al hablar de viscosidad para fluido no newtonianos.

Figura 3.2. Gráfica de fluidez para representar la viscosidad dinámica y aparente [18]



La viscosidad cinemática (ν), relaciona la viscosidad dinámica con la densidad del fluido utilizado [18].

Donde:

ν : Viscosidad cinemática en $[m^2/s]$

$$\nu = \frac{\mu}{\rho}$$

μ : Viscosidad dinámica en $[Pa \cdot s]$

ρ : Densidad del fluido en $[Kg/m^3]$

La viscosidad puede estar muy afectada por variables como el gradiente de velocidad de deformación, la temperatura y la presión, entre otros, siendo éstas las más importantes.

La variación de la viscosidad de un líquido con la temperatura implica que, al aumentar la temperatura, las fuerzas viscosas son superadas por la energía cinética, dando lugar a una disminución de la viscosidad [18].

La variación de la viscosidad de un líquido con la presión, causa que la viscosidad aumente exponencialmente con la presión. El agua a menos de $30^\circ C$ es el único caso en que disminuye.

La variación de la viscosidad con la velocidad de deformación, ayuda a clasificar los diferentes tipos de fluidos que se pueden encontrar desde el punto de vista reológico.

- **NEWTONIANOS:** Proporcionalidad entre el esfuerzo cortante y la velocidad de deformación.
- **NO NEWTONIANOS:** No hay proporcionalidad entre el esfuerzo cortante y la velocidad de deformación.
- **VISCOELÁSTICOS:** Se comportan como líquidos y sólidos, presentado propiedades de ambos.

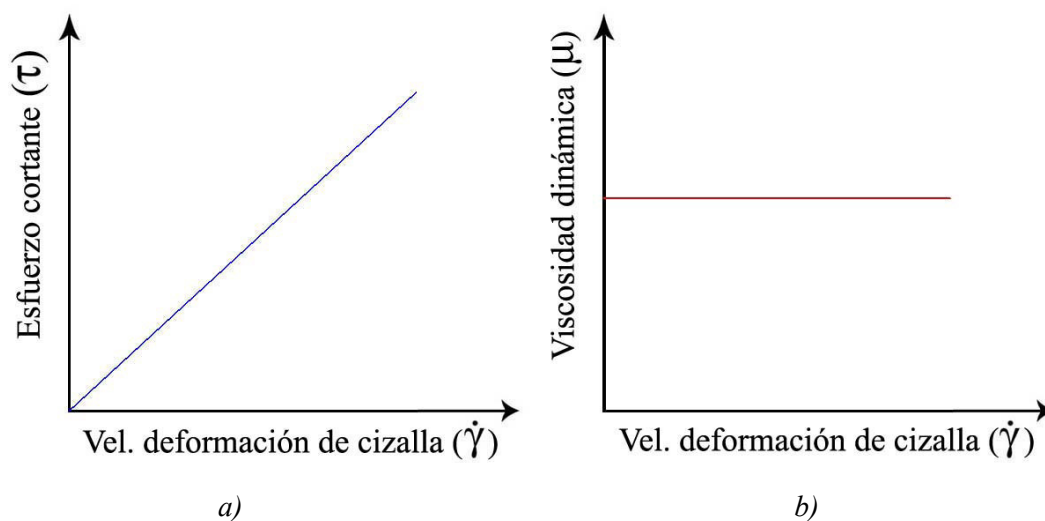
3.2.2.2. Fluido Newtoniano

Un fluido newtoniano se caracteriza por cumplir la Ley de Newton, es decir, que existe una relación lineal entre el esfuerzo cortante y la velocidad de deformación. Esto es debido a que la viscosidad (μ) es constante para este tipo de fluidos y no depende del esfuerzo cortante aplicado.

La viscosidad de un fluido newtoniano no depende del tiempo de aplicación del esfuerzo, aunque si puede depender tanto de la temperatura como de la presión a la que se encuentre [18].

La curva de fluidez representa el esfuerzo cortante frente a la velocidad de deformación y la curva de viscosidad representa la viscosidad en función de la velocidad de deformación (Fig. 3.3.).

Figura 3.3. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido newtoniano [18]



Como se puede observar en la curva de fluidez, la viscosidad (μ) es tangente al ángulo que forman el esfuerzo cortante y la velocidad de deformación, la cual es constante para cualquier valor aplicado. Además en la curva de viscosidad esta es constante para cualquier velocidad de deformación.

La ecuación de determina el comportamiento de un fluido newtoniano es [18]:

Donde:

τ : Esfuerzo cortante en [Pa]

μ : Viscosidad dinámica en [Pa·s]

$\dot{\gamma}$: Velocidad de deformación de cizalla en [s^{-1}]

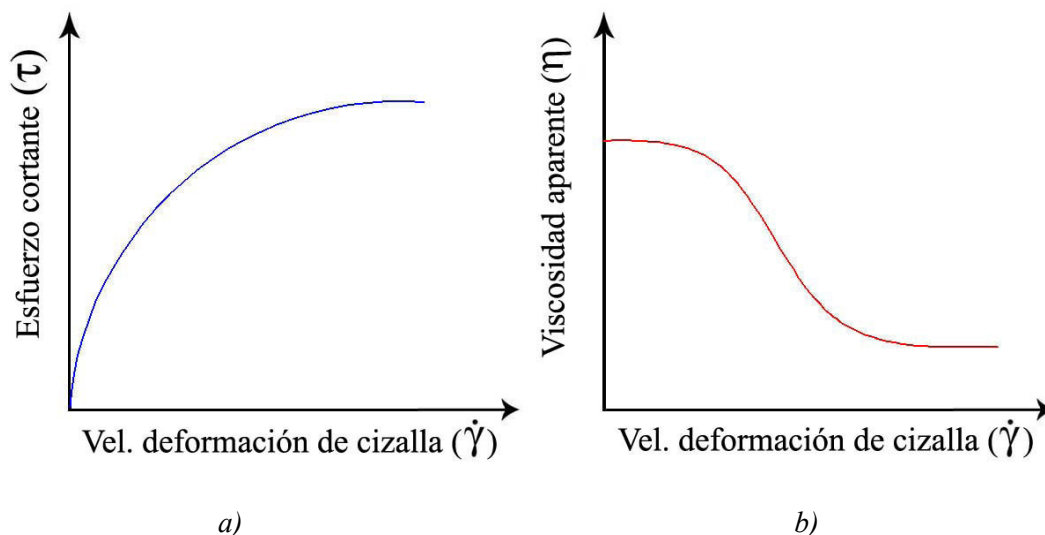
$$\tau = \mu \cdot \dot{\gamma}$$

3.2.2.3. Fluido Pseudoplástico

El fluido pseudoplástico es un fluido no newtoniano, independiente del tiempo y sin esfuerzo umbral. Es decir un fluido donde la relación entre el esfuerzo cortante y la velocidad de deformación no es lineal, y el cual no necesita de un valor mínimo de esfuerzo cortante para que el fluido se ponga en movimiento.

En este tipo de fluidos se produce una disminución de la viscosidad cuando aumenta el esfuerzo cortante. La viscosidad no es una constante del material, tiene un valor aparente para cada velocidad de deformación.

Figura 3.4. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido pseudoplástico [18]



Hay dos teorías que intentan explicar este fenómeno, teniendo en cuenta que son simplificaciones ya que el flujo que se forma es bastante complejo [18]:

- Flujo de varillas rígidas suspendidas en un líquido newtoniano: existen una serie de varillas desorientadas dentro del líquido newtoniano. Cada varilla, caracterizada por su movimiento browniano, tiene un vector de velocidad que tiende a adoptar una situación horizontal. Dicho movimiento browniano (propuesto por Brown en 1827) es una observación indirecta de la agitación térmica de las moléculas de un líquido, al visualizarse el desplazamiento de partículas en suspensión en el seno del mismo. La resultante de los choques al azar es una fuerza de magnitud y dirección variable que a la orientación de las varillas, responsable de la viscosidad,

para evitar que se llegue a un cierto estado de equilibrio. Cuanto mayor sea la orientación de las varillas, menor será la viscosidad del fluido.

- Flujo de moléculas filamentosas en un líquido newtoniano: Se supone que, dentro de un fluido newtoniano situado entre dos placas paralelas, una de las cuales se mueve, aparecen una serie de macromoléculas en forma de filamentos porosos que contienen grupos de átomos con una gran movilidad. Al principio estos grupos de átomos forman filamentos bastante enredados. Con el tiempo, al moverse la placa superior, la velocidad de deformación aumenta y la resultante de las fuerzas tiende a desenredar estos filamentos en la dirección del flujo, dependiendo de su elasticidad y de su velocidad de deformación, y además dicha fuerza libera parte del líquido que existe alrededor de la molécula. Como resultado de todo lo que ocurre en el seno del fluido se produce una disminución de la fricción interna dando lugar a su vez a una disminución de la viscosidad.

La fórmula matemática de un fluido pseudoplástico que mejor describe el sistema es la de Ostwal-De Waele, o ley de potencia [18]:

Donde:

$$\tau = k \cdot \dot{\gamma}^n$$

η : Viscosidad aparente en [Pa·s]

$\dot{\gamma}$: Velocidad de deformación de cizalla en [s⁻¹]

$$\eta = k \cdot \dot{\gamma}^{n-1} = \eta_0 \cdot \dot{\gamma}^{n-1}$$

k : Coeficiente de viscosidad

n : Índice de pseudoplasticidad

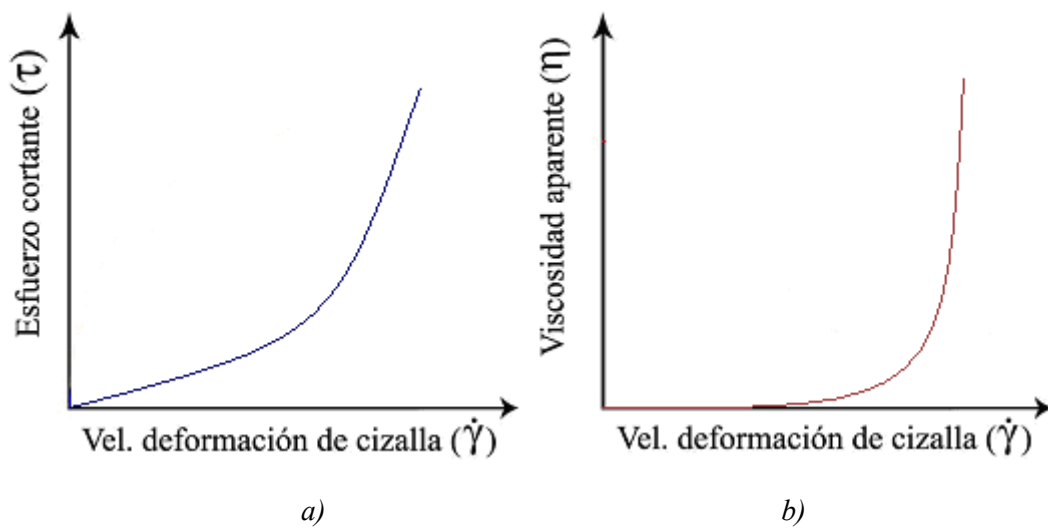
Para fluidos pseudoplásticos $n < 1$, cuanto menor es este índice mayor es la pseudoplasticidad.

3.2.2.4. Fluido Dilatante

Los fluidos dilatantes son fluidos no newtonianos, y son suspensiones en las que se produce un aumento de la viscosidad con la velocidad de deformación, es decir, un aumento del esfuerzo cortante con dicha velocidad.

El fenómeno de dilatancia se produce debido a la fase dispersa del fluido. En dicho fluido tiene lugar un empaquetamiento de partículas, dejando a la fase continua casi sin espacio. Si a continuación se aplica un esfuerzo, el empaquetamiento se altera y los huecos entre las partículas dispersas aumentan. Además, conforme aumenta la velocidad de deformación aplicada, mayor turbulencia aparece y más difícil es el movimiento de la fase continua por los huecos, dando lugar a un mayor esfuerzo cortante (la viscosidad aumenta) [18].

Figura 3.5. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido dilatante [18]



La formula matemática de un fluido dilatante es la ley de la potencia vista anteriormente.

Donde:

$$\tau = k \cdot \dot{\gamma}^n$$

η : Viscosidad aparente en [Pa·s]

$\dot{\gamma}$: Velocidad de deformación de cizalla en [s⁻¹]

$$\eta = k \cdot \dot{\gamma}^{n-1} = \eta_0 \cdot \dot{\gamma}^{n-1}$$

k : Coeficiente de viscosidad

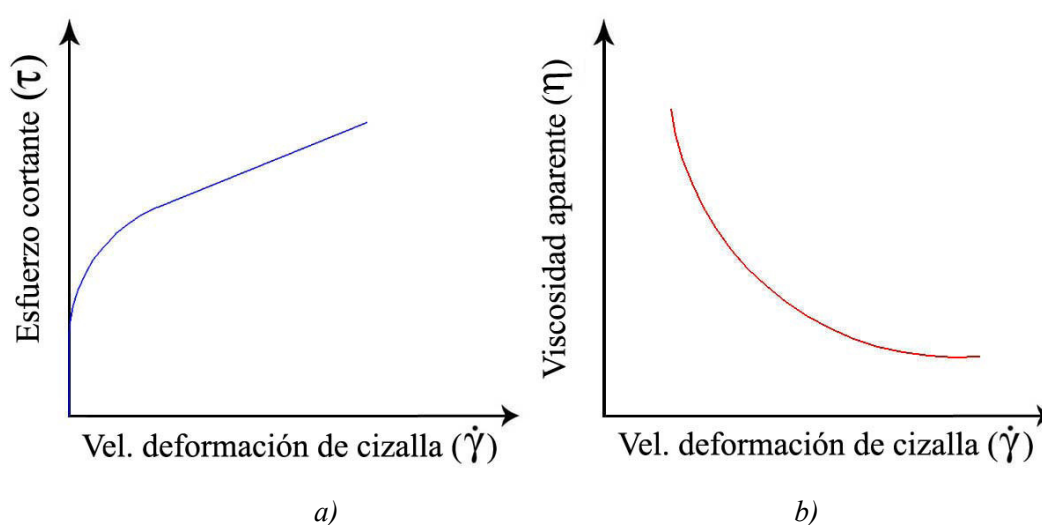
n : Índice de pseudoplasticidad

Para fluidos dilatantes $n < 1$.

3.2.2.5. Fluido Viscoplastico

El fluido Viscoplastico es un fluido no newtoniano, independiente del tiempo y con esfuerzo umbral. Es decir un fluido que necesita de un valor mínimo de esfuerzo cortante para que se ponga en movimiento. La relación entre el esfuerzo de deformación puede ser o no lineal, a partir de un esfuerzo umbral. Si existe linealidad, se denominan fluidos viscoelásticos de Bingham y si no la hay, se denominan sólo viscoelásticos [18].

Figura 3.6. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido viscoplastico [18]



La razón por la que se comportan así los fluidos plásticos es la gran interacción existente entre las partículas suspendidas en su interior, formando una capa llamada de solvatación. Están formados por dos fases, con una fase dispersa formada por sólidos y burbujas distribuidos en una fase continua [18].

En estos fluidos, las fuerzas de Van der Waals y los puentes de hidrógeno, producen una atracción mutua entre partículas. También aparecen fuerzas de repulsión debidas a potenciales de la misma polaridad [18].

En este tipo de fluidos se forman coloides cuyas fuerzas repulsivas tienden a formar estructuras de tipo gel. Si las partículas son muy pequeñas poseen entonces una gran superficie específica, rodeadas de una *capa de adsorción* formada por moléculas de fase continua. Gracias a esta capa, las partículas inmovilizan gran cantidad de fase continua hasta que no se aplica sobre ellas un esfuerzo cortante determinado [18].

Las ecuaciones que modelan el comportamiento de los fluidos viscoplásticos son dos:

Ecuación generalizada de Bingham: [18]

Donde:

$$\tau = \tau_0 + \eta \cdot \dot{\gamma}$$

τ : Esfuerzo cortante en [Pa]

τ_0 : Esfuerzo umbral en [Pa]

η : Viscosidad aparente en [Pa·s]

$\dot{\gamma}$: Velocidad de deformación en [s⁻¹]

Ecuación de Casson: [18]

Donde:

$$\sqrt{\tau} = \sqrt{\tau_y} + \eta \cdot \sqrt{\dot{\gamma}}$$

τ : Esfuerzo cortante en [Pa]

τ_y : Esfuerzo umbral en [Pa]

$\dot{\gamma}$: Velocidad de deformación en [s⁻¹]

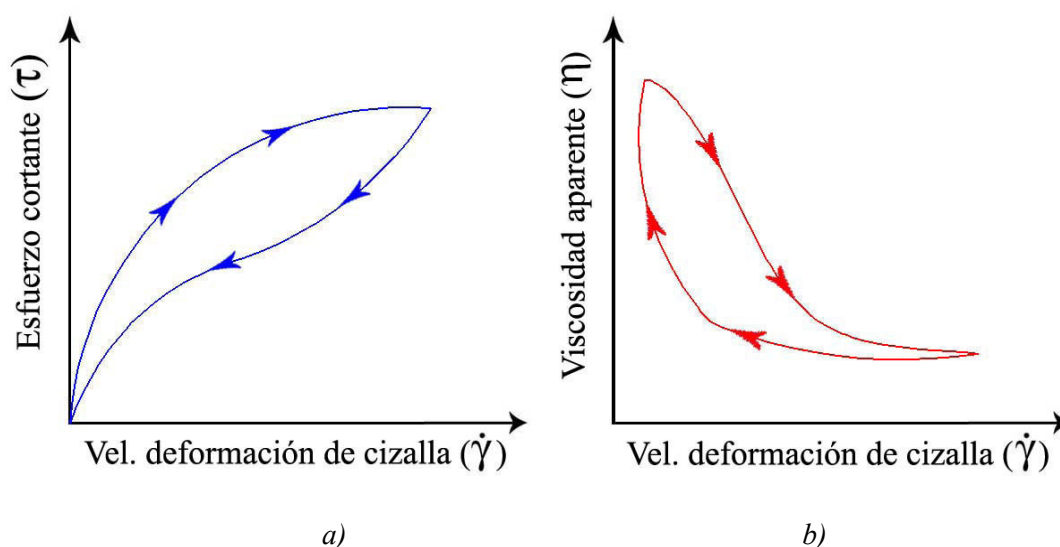
η : Viscosidad aparente en [Pa·s]

3.2.2.6. Fluido Tixotrópico

Es un fluido no newtoniano, depende del tiempo. Es decir un fluido donde la relación entre el esfuerzo cortante y la velocidad de deformación no es lineal, y donde la viscosidad disminuye al aumentar el tiempo de aplicación del esfuerzo cortante, recuperando su estado inicial después de un tiempo en reposo.

Los fluidos tixotrópicos se caracterizan por un cambio de su estructura interna al aplicar un esfuerzo. Esto produce la rotura de las largas cadenas que forman sus moléculas. Dichos fluidos, una vez aplicado un estado de cizallamiento (esfuerzo cortante), sólo pueden recuperar su viscosidad inicial tras un tiempo de reposo. La viscosidad va disminuyendo al aplicar una fuerza y acto seguido vuelve a aumentar al cesar dicha fuerza debido a la reconstrucción de sus estructuras y al retraso que se produce para adaptarse al cambio. Aparece un fenómeno de *Histéresi* [18].

Figura 3.7. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido tixotrópico [18]



Las razones de este comportamiento son diversas. Si se considera al fluido como un sistema disperso, se debe tener en cuenta que las partículas que hay en él poseen diferentes potenciales eléctricos y tienden a formar tres estructuras variadas dependiendo de cómo sea la fase dispersa [18].

Si la fase dispersa está formada por una serie de capas se denomina “Castillo de cartas, *Card House*”, si en cambio se compone de una serie de varillas se denomina “Armadura”, y si la fase dispersa está compuesta por formas esféricas se denomina “Estructura de perlas encadenadas”. Las fuerzas que actúan en estas estructuras son de tipo electrostático y se originan por el intercambio de iones dentro del fluido, el cual provoca atracciones y repulsiones entre ellos que dan lugar a cambios estructurales [18].

Para diferenciar de forma sencilla un fluido tixotrópico, se aumenta la velocidad de deformación hasta un determinado valor y luego se disminuye hasta el reposo, observando entonces un fenómeno de histéresis, que ayuda a comprender la variación de la viscosidad [18].

Para modelizar la variación de la viscosidad con el tiempo, se ideó la siguiente ecuación [18]:

$$\eta(t) = \eta_0 - \int_{-\infty}^t M_T(t-t') \frac{df(\dot{\gamma})^2}{dt'} dt'$$

Donde:

η_0 : Viscosidad inicial sin perturbaciones

$F(\dot{\gamma})^2$: Función simétrica de la velocidad de deformación

$$M_T(t-t') = \int_0^{\infty} \frac{R(II)}{II} \exp\left[-\frac{(t-t')}{II}\right] dII$$

II : Tiempo de relajación del fluido

$R(II)$: Función de distribución de los tiempos de relajación

3.2.2.7. Fluido Viscoelástico

Los fluidos viscoelásticos se caracterizan por presentar a la vez tanto propiedades viscosas como elásticas. Esta mezcla de propiedades puede ser debida a la existencia en el líquido de moléculas muy largas y flexibles o también a la presencia de partículas líquidas o sólidos dispersos [18].

La ecuación que describe el comportamiento viscoelástico está basada en el modelo de *Maxwell* [18]:

Donde:

$$\tau + \lambda \cdot \dot{\tau} = \mu \cdot \dot{\gamma}$$

τ : Esfuerzo cortante aplicado

λ : Tiempo de relajación

$\dot{\tau}$: Gradiente de esfuerzos cortantes

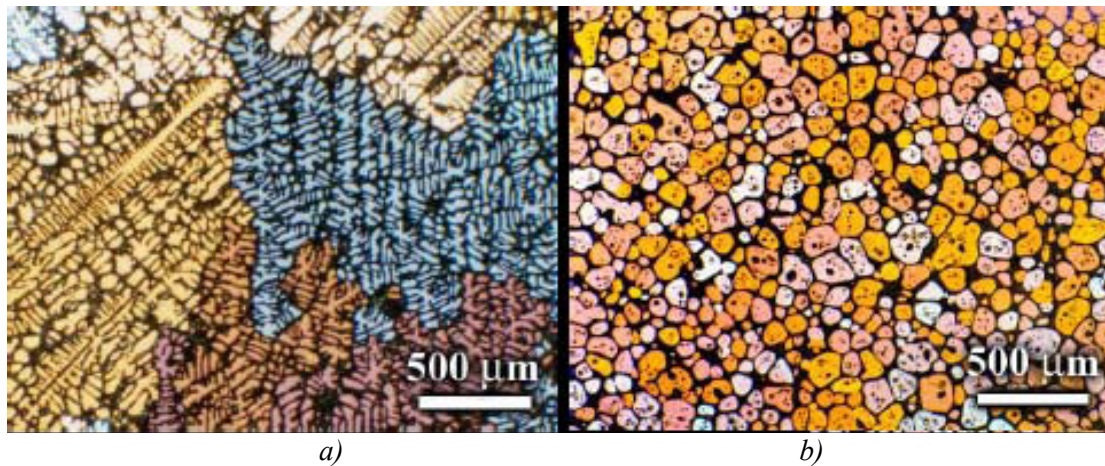
μ : Viscosidad aparente

$\dot{\gamma}$: Velocidad de deformación

3.2.3. Obtención de lingotes no dendríticos

Las aleaciones para conformar en estado semisólido han de tener propiedades tixotrópicas, por ello la estructura del material a la hora de la solidificación a de ser globular y no dendrítica.

Figura 3.8. a) Microestructura con estructura dendrítica, b) Microestructura con estructura globular [19]



La forma de obtener una estructura globular consiste, en agitar el material durante la solidificación, de forma que se rompan las dendritas. Hay diferentes formas para conseguir obtener una estructura globular y son las siguientes [19]:

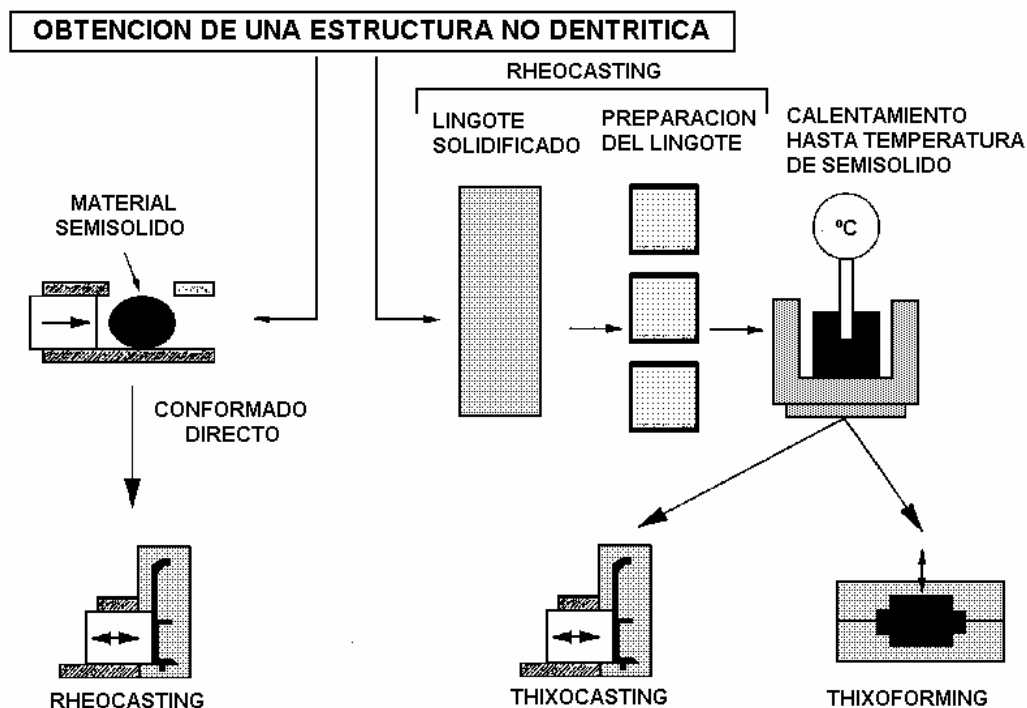
1. **Agitación mecánica o electromagnética, o mediante vibraciones supersónicas:** La agitación provoca fuerzas de cizalla sobre el material, promoviendo el crecimiento globular.
2. **Refusión parcial de aleaciones deformadas:** La aleación una vez fundida es extraída y deformada en frío, provocando gran cantidad de dislocaciones, que son las responsables del cambio de fase α primaria a la estructura globular, durante el calentamiento al estado semisólido.
3. **Enfriamiento controlado durante el proceso de solidificación:** Con un control exhaustivo de la temperatura durante la solidificación se puede obtener una estructura globular (SLC, NRC...)

3.3. Procesos en estado semisólido (SSM)

Actualmente en el mercado hay diversos tipos de procesos de conformación en estado semisólido, a continuación se muestran los procesos más importantes. Los procesos de conformación de materiales en estado semisólido pueden dividirse en dos tipos:

- Cuando la aleación sometida a velocidades de cizalladura es conformada directamente para obtener una pieza o lingote, se denomina Rheocasting.
- Como consecuencia de la reversibilidad de las propiedades tixotrópicas adquiridas por la aleación el lingote de Rheocasting puede calentarse a la temperatura adecuada y recuperar las características tixotrópicas. Por lo tanto una aleación solidificada con estructura no dendrítica (de Rheocasting) puede calentarse hasta la temperatura de estado semisólido y conformarse mediante un proceso de forja (thixoforging) o inyección (thixocasting) (Fig. 3.9.).

Figura 3.9. Esquema de los procesos de Thixoforming [20]



3.3.1. Procesos que parten de un sólido

3.3.1.1. Thixoforming

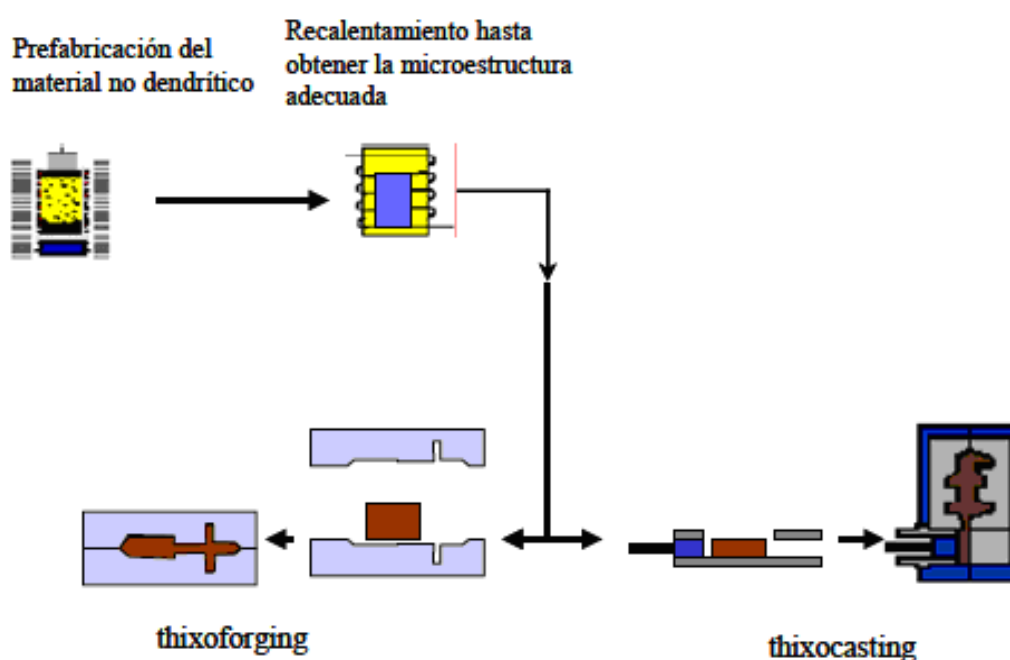
En los procesos de conformación en estado semisólido por Thixoforming, el material base es un lingote de Rheocasting que una vez tratado este se podrá inyectar en un molde utilizándose para ello una máquina a la de fundición inyectada (Thixocasting), o se podrá prensar en una matriz (Thixoforging).

En ambos procesos hay dos etapas claramente diferenciadas, el calentamiento del lingote de Rheocasting al un estado semisólido y su introducción en el molde o matriz.

La primera etapa consiste en la refusión parcial del lingote con estructura no dendrítica al un estado semisólido. Hay diferentes métodos para calentar el material, hornos de gas, de resistencias eléctricas, pero estos no son los óptimos ya que producen gradientes de temperatura entre el exterior y el interior del material, por este motivo el más utilizado es el calentamiento por medio de un horno de inducción, con el que se consigue una rápida y uniforme refusión parcial del material.

En la segunda etapa, una vez el material está a la temperatura idónea, este se traspa rápidamente a la máquina para su conformación, de forma que la pérdida de calor sea la mínima posible.

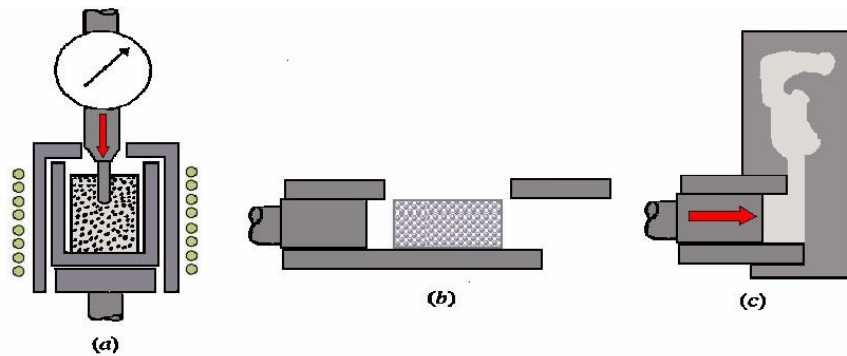
Figura 3.10. Orden de conformación de los procesos de fabricación por Thixoforming [2]



3.3.1.1.1. Thixocasting

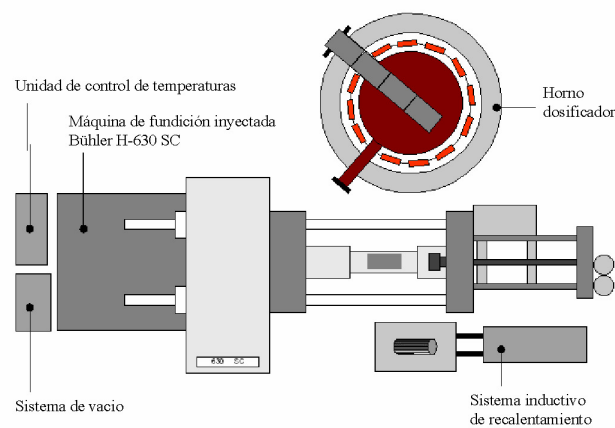
Los procesos de Thixocasting se realizan con lingotes de Rheocasting (con una estructura no dendrítica), que son recalentados hasta la temperatura de estado semisólido, transportados e inyectados en el molde. Todo el proceso es automático, desde el control de la temperatura hasta el transporte del material semisólido a la máquina de inyección [1].

Figura 3.11. Proceso de conformación por Thixocasting: a) Calentamiento hasta el estado semisólido b) Inyección del material c) Llenado del molde [19]



Algunas empresas, como Bühler, han diseñado máquinas para estos procesos (Fig. 3.12.). En este caso se trata de la adaptación de una máquina de inyección a presión, y un horno próximo a la máquina de inyección que recalienta los lingotes de Rheocasting antes de ser inyectados [19].

Figura 3.12. Máquina adaptada por Bühler [19]



3.3.1.1.2 Thixoforging

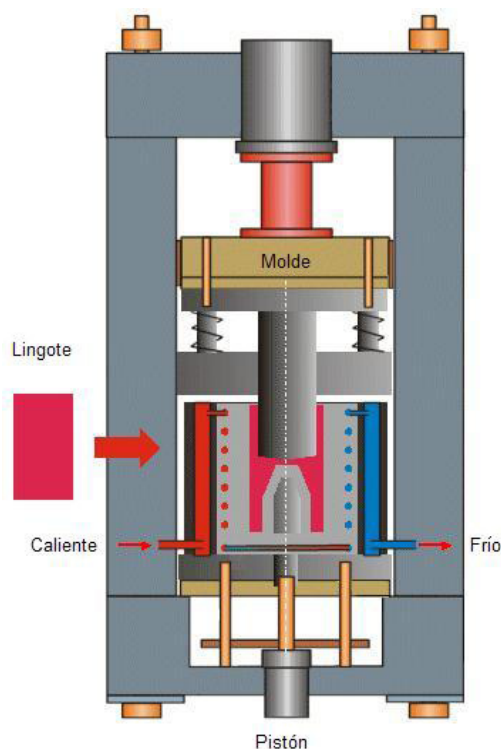
Los procesos de Thixoforging se realizan con lingotes de Rheocasting, recalentados hasta un estado semisólido y forjados sobre la matriz. La solidificación tiene lugar a presiones entre 100 y 150 MPa, produciendo microestructuras más densas y con menos defectos internos como puede ser la porosidad y las fisuras [21].

Existen variantes de los procesos, como el Thixoforging en cámara al vacío, o en atmósfera controlada, que permiten reducir la formación de óxidos a elevadas temperaturas.

En la actualidad hay máquinas capaces de inyectar aleaciones parcialmente fundidas dentro de matrices cerradas, que proporcionan un control de la velocidad de inyección y la presión final en la matriz (Fig. 3.13.).

Esta tipo de máquinas incorporan una cámara caliente que provocan la fusión parcial de la aleación en condiciones de vacío. El objetivo de estas máquinas es el de obtener las condiciones óptimas en la producción.

Figura 3.13. Máquina para el proceso de Thixoforging [20]



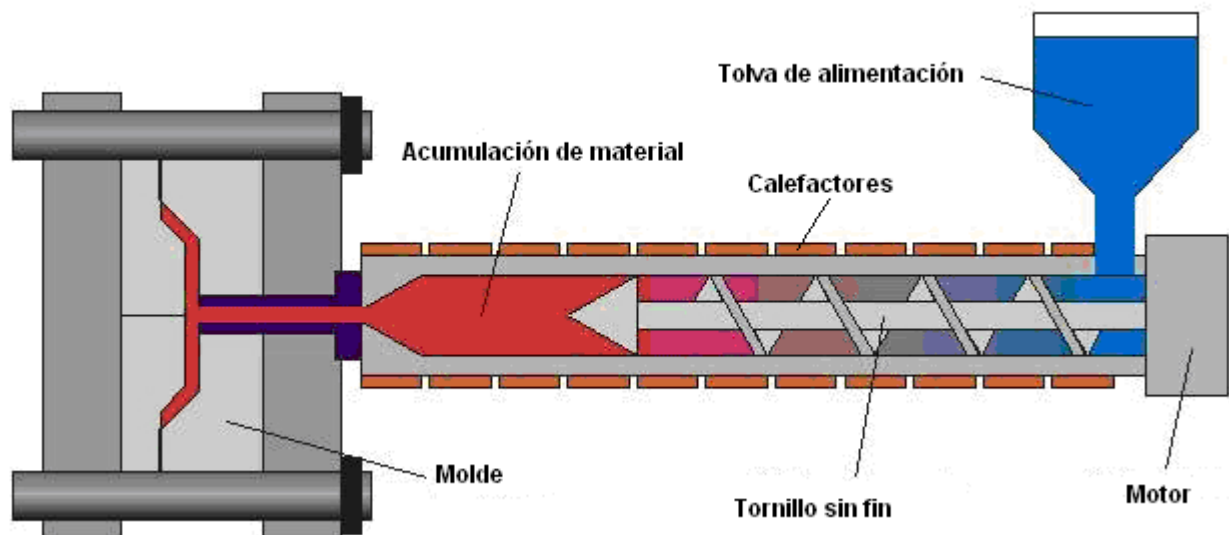
Los trabajos realizados han demostrado la viabilidad del Thixoforging, en aleaciones de elevado punto de fusión, tales como acero para herramientas y estelitas. La superficie final y la presión de la reproducción de la matriz son excelentes [17].

3.3.1.2. Thixomolding

El Thixomolding patentado por Down Chemical, y desarrollado específicamente para las aleaciones de magnesio, consiste en un dispositivo similar a las máquinas de inyección utilizadas en la industria del plástico. Las piezas obtenidas por Thixomolding suelen tener una masa inferior a 5 libras.

La carga de la tolva se realiza con material peletizado, que es empujado hacia la zona de inyección por un tornillo sin fin. Las fuerzas de fricción generadas, y el uso de calefactores externos, provocan la fusión parcial y la obtención de estructuras no dendríticas. Finalmente, el lodo obtenido es inyectado en el molde (Fig. 3.14.) [22].

Figura 3.14. Máquina para el proceso de Thixomolding [22]

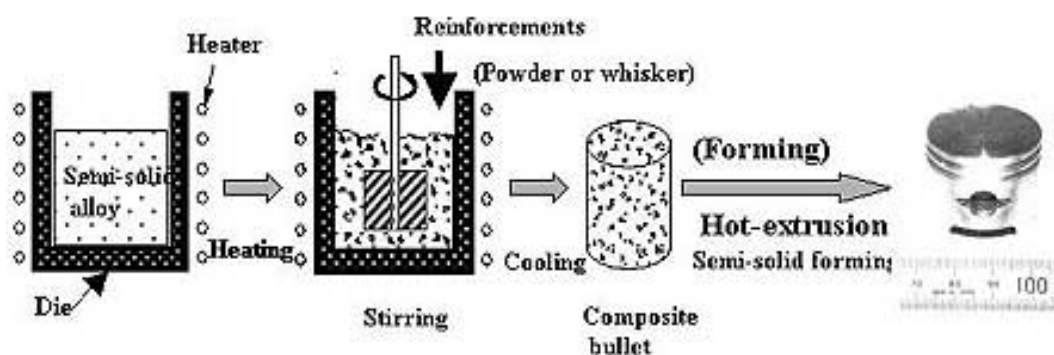


Esta técnica realiza la producción de material tixotrópico en la propia máquina de inyección, por lo que disminuye notablemente el coste de producción. El inconveniente que presenta es el precio de la maquinaria, su mantenimiento, y está limitado a bajas fracciones de sólido, a aleaciones de magnesio, y a aleaciones de bajo punto de fusión [17].

3.3.1.3. Compocasting

El compocasting es el resultado de mezclar partículas cerámicas con un metal en estado semisólido para un posterior proceso de forja o fundición. Con este proceso lo que se intenta es proporcionar un refuerzo adicional al material, de forma que la dispersión del esfuerzo sea homogénea. Esta técnica es realmente una variante del proceso de *Stircasting*, ya que en el compocasting el material no se encuentra totalmente fundido [23].

Figura 3.15. Proceso de conformación por Compocasting [23]



Hay partículas cerámicas como el SiC, que al mezclarlas con un metal en estado semisólido, estas se encuentran en suspensión, y este lodo además de adquirir unas propiedades tixotrópicas, las mejora ya que la viscosidad aparente es menor que la mezcla equivalente que no las contiene. Esto se debe a que las partículas cerámicas impiden la unión y fusión de las partículas metálicas en otras de mayor tamaño. Las partículas cerámicas favorecen la esferoidización de la fase α [24].

El mayor problema en el conformado de Compocasting al utilizar aleaciones con un elevado punto de fusión (acero) en comparación con el aluminio, es la generación de grietas causadas por el choque térmico. Para evitar el estrés térmico se a de precalentar la cerámica o cubrir las partículas cerámicas de material fundido o en estado semisólido.

3.3.2. Procesos que parten de un líquido

3.3.2.1. New Rheocasting (NRC)

La empresa Japonesa UBE patentó en 1996 una nueva forma de conformado en estado semisólido, el New Rheocasting [25].

Figura 3.16. Esquema del proceso New Rheocasting [26]



El proceso New Rheocasting (Fig. 3.16.) es una modificación del proceso Squeeze Casting. Inicialmente el metal es fundido en un horno hasta el estado líquido y bombeado posteriormente hasta un crisol en el que se enfría el material mediante chorros de aire.

Un control exhaustivo del enfriamiento del material líquido durante el proceso de solidificación proporciona a la fase primaria α una estructura globular. El factor de forma indica la redondez de los granos de la fase primaria α , cuanto mayor sea este valor, mejores propiedades mecánicas tendrá el material.

El método más eficaz para el refinamiento de grano en New Rheocasting es conseguir que el metal líquido no esté muy caliente y que la pared del recipiente esté lo más fría posible. También se podría refinar mucho más el grano con afinantes de grano pero con la contrapartida de tener que aumentar la temperatura del metal líquido [27].

En la etapa final el material es calentado en un horno de inducción hasta el estado semisólido (alrededor del 50% de fracción sólida), entonces mediante un brazo robotizado se invierte el crisol y el lodo se introduce en la máquina para ser inyectado.

Figura 3.17. Máquina UBE HVSC 800 NRC [26]



La inyección del lodo se realiza llenando el molde lentamente de abajo a arriba de forma que el flujo del lodo sea laminar pudiendo expulsar el aire de dentro de la cavidad del molde, evitando que quede gas atrapado y fragilice la pieza.

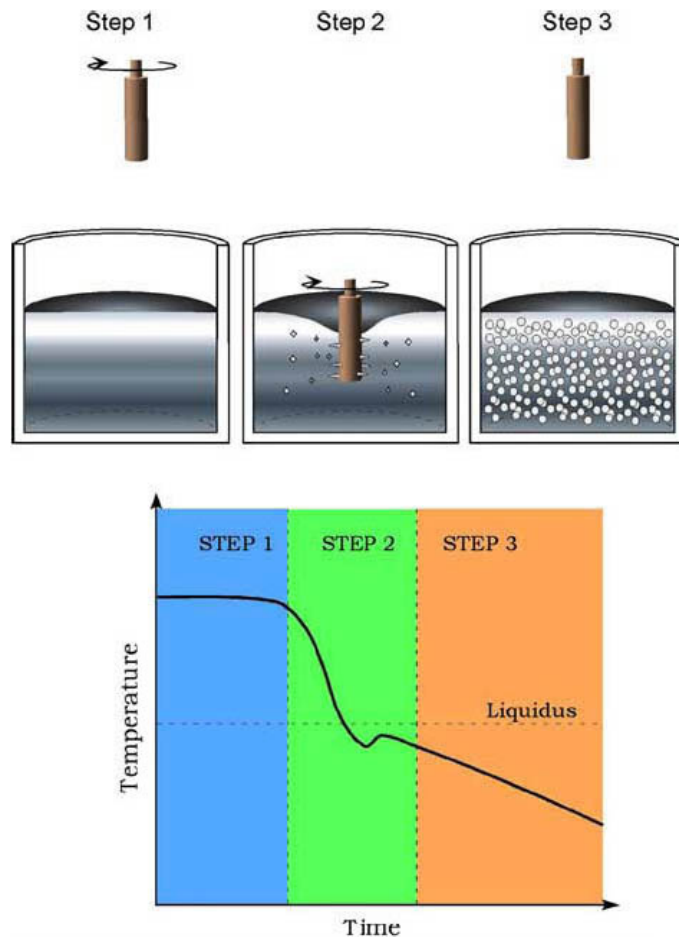
3.3.2.2. *Semisolid Rheocasting (SSR)*

El proceso de conformación Semisolid Rheocasting consiste en sumergir un cilindro de grafito dentro de un recipiente con metal en estado líquido, cuya temperatura supere ligeramente la temperatura líquida. El metal líquido, al contacto con el cilindro de grafito agitado energicamente, se enfría unos pocos grados por debajo de la temperatura líquida, iniciándose la solidificación [17]. El cilindro se mantiene en el metal en estado líquido durante intervalos de tiempo muy cortos, y la velocidad de agitación no debe superar las 60 rpm (Fig. 3.18.) [17].

La parte del proceso más importante es el momento en que se empieza a producir la solidificación, formando una estructura no dendrítica.

SSR permite utilizar aleaciones de aluminio tradicionales en estado semisólido. Por este motivo con la utilización de las máquinas tradicionales de diecasting se pueden producir componentes de alta integridad, buen acabado superficial, con valores de resistencia y ductilidad comparables a los obtenidos en molde permanente, pero con los tiempos de ciclo más rápidos [28].

Figura 3.18. Esquema del proceso SSR [29]



3.3.2.3. Rheo Diecasting (RDC)

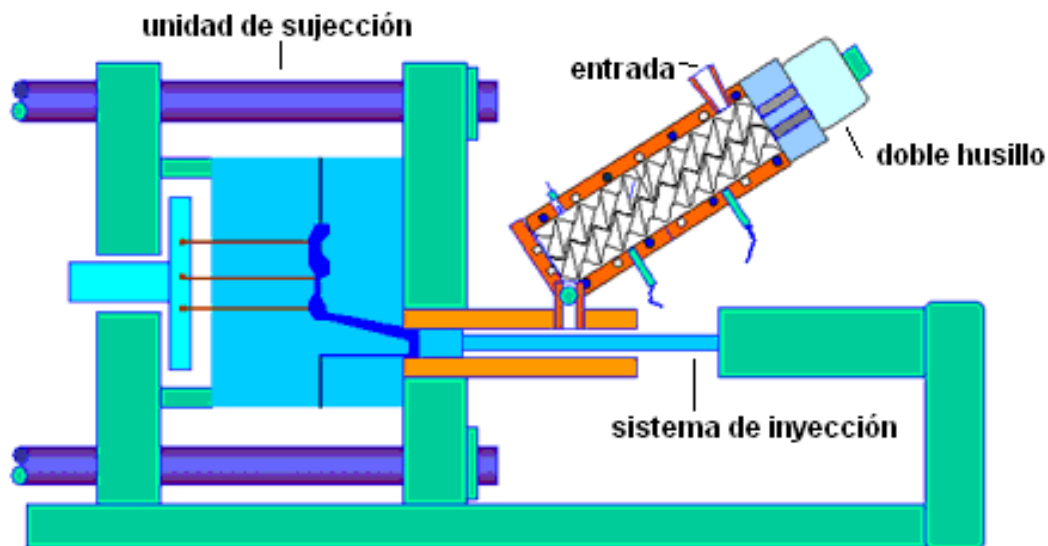
El proceso de conformación en estado semisólido Rheo Diecasting ha sido desarrollado para la fabricación de componentes de aluminio y magnesio de alta integridad. Se reduce significativamente la porosidad, se obtiene una estructura fina y uniforme en todo el componente, y en comparación con los componentes obtenidos por molde permanente, se mejora la resistencia a la tracción y la ductilidad [31].

El equipo está formado por dos unidades de funcionamiento, una máquina de trituración y una máquina de refrigeración estándar, igual a la del sistema de inyección líquida tradicional (*High-Pressure DieCasting, HPDC*). La máquina de triturar consta de dos husillos rotatorios dentro de un cilindro. Los tornillos tienen un perfil especialmente diseñado, que los hace estar perfectamente acoplados, y ser estancos entre ellos (Fig. 3.19.).

La función de la máquina de triturar es convertir la aleación líquida en semisólida, solidificando mientras se produce fuerzas de cizalladura al material. El sistema puede proporcionar aleación semisólida cada 30 segundos [30].

El proceso comienza introduciendo una predeterminada cantidad de aleación en estado líquido dentro de la máquina de triturar. La aleación líquida es rápidamente enfriada a la temperatura de semisólido, mientras está siendo fuertemente agitada por el par de husillos, convirtiendo el líquido en una aleación semisólida. La fracción sólida de la aleación se determina por la temperatura del cilindro. El lodo semisólido es transferido a la toma de la cámara HPDC, donde de procederá al llenado del molde. Con el fin de evitar la oxidación de la aleación, se usará gas nitrógeno como entorno de protección de la atmósfera del interior de la máquina de triturar [31].

Figura 3.19. Máquina de RDC [31]



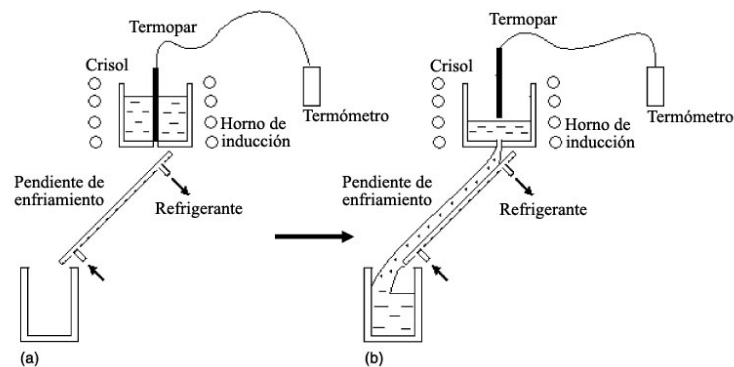
3.3.2.4. Cooling Slope (CS)

El proceso de conformación en estado semisólido Cooling Slope o conocido también como pendiente de enfriamiento, consiste en un equipo muy sencillo y adaptable a cualquier tipo de máquina convencional.

El proceso de obtención del lodo, se consigue vertiendo una cantidad determinada de metal en estado líquido sobre una rampa de enfriamiento transformándose a un estado semisólido y finalmente cayendo en el molde al final de la rampa (Fig. 3.20.).

La fracción sólida se ve afectada por el tiempo de contacto entre el metal fundido y la rampa de enfriamiento, cuanto más tiempo estén en contacto mayor será la fracción sólida. Este tiempo de contacto aumenta con el aumento de la longitud de la rampa y con la disminución de la pendiente.

Figura 3.20. Esquema del proceso de Cooling Slope, a) Fusión, b) Enfriamiento [17]



La parte más importante del proceso es la formación del lodo semisólido. La nucleación se produce a través de la refrigeración en la pendiente, principalmente en la zona de impacto. El flujo del fluido sobre la pendiente sufre fuerzas de cizalladura que rompen las estructuras dendríticas que son parcialmente refundidas y con la homogeneización de la temperatura se obtiene unos granos con estructura globular [32].

3.3.2.5. Sub Liquidus Casting (SLC)

En el año 2001, la empresa THT Presses patentó en Estados Unidos la técnica de Sub Liquidus Casting (SLC®-THT).

El proceso de conformación Sub Liquidus Casting se diferencia de los demás procesos de conformación en estado semisólido en que utiliza lingotes obtenidos por fundición normal utilizando tanto aleaciones primarias como secundarias, todo el proceso se realiza en una misma máquina, no hay ningún tipo de agitación al lodo y es capaz de reutilizar el material sobrante [33].

Los lingotes son fundidos unos grados por encima de la temperatura líquida. El material es introducido en la máquina de inyección y con un control exhaustivo de la temperatura y con la adición de afinantes de grano como TiB o SiB, se forma el lodo con estructura globular y con propiedades tixotrópicas [7].

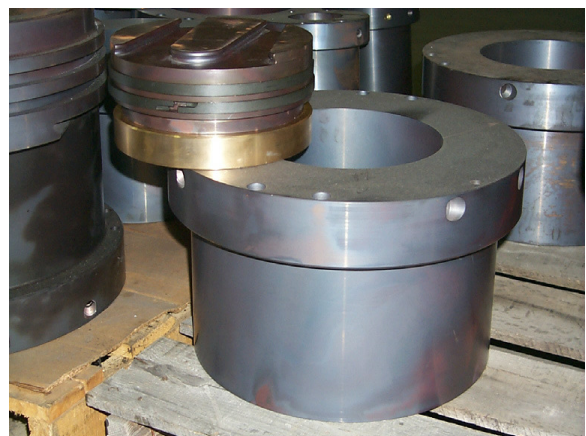
Las piezas obtenidas por esta técnica tienen características similares a las obtenidas por otros procesos de conformación en estado semisólido que utilizan lingotes de Rheocasting [7].

La máquina utilizada para este proceso es una máquina de inyección vertical con pequeñas modificaciones. El diámetro del pistón es más grande y la carrera de este es menor con el fin de tener un mayor control de la temperatura y reducir la velocidad de la inyección. Una máquina de 100Tm puede inyectar hasta unos 12kg de aluminio (Fig. 3.21.).

Figura 3.21. a) Máquina THT 100T, b) Cámara de inyección y pistón [20]



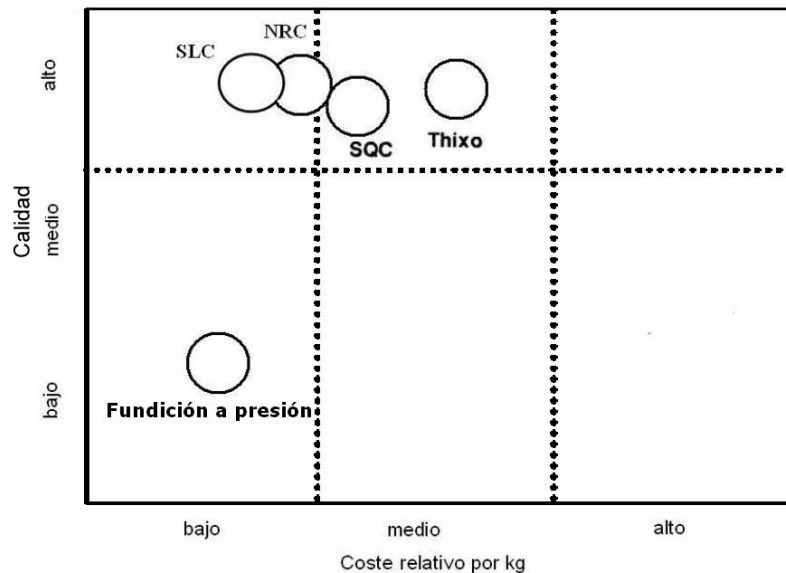
a)



b)

El hecho de poder obtener productos desde una misma máquina sin requerir de procesos previos, con el reciclado del material restante, con tiempos de producción inferiores y con unas buenas propiedades mecánicas hace de este proceso de conformación en estado semisólido uno de los más eficientes en la actualidad.

Figura 3.22. Relación calidad-precio de diferentes procesos SSM [20]



3.3.2.5.1. Características y ventajas del proceso SLC

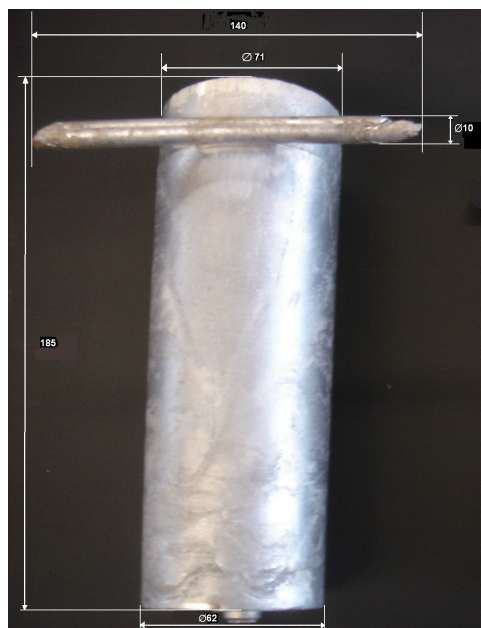
Características [34]

- Muy buen control dimensional.
- Mínima mecanización.
- Mínimo contenido de material.
- Gran capacidad de reproducir detalles en las piezas.
- Son tratables térmicamente, mejorando sus propiedades mecánicas.
- Utiliza tanto aleaciones primarias (A354, A356, A357...), como secundarias (333, 380...) y aleaciones de difícil inyección o con propiedades especiales (6061...).
- Reducción de temperaturas de inyección.
- Menos coste de energía.

Ventajas [33]

- Utiliza aleaciones normales.
- Se puede reciclar el material en planta.
- Solo se requiere de control de temperatura y tiempo para obtener la microestructura deseada.
- El lingote no necesita de un proceso previo.
- Buena viscosidad, mínima turbulencia al ser inyectado.

Figura 4.1. Lingote conformado por SLC (Cotas en [mm])



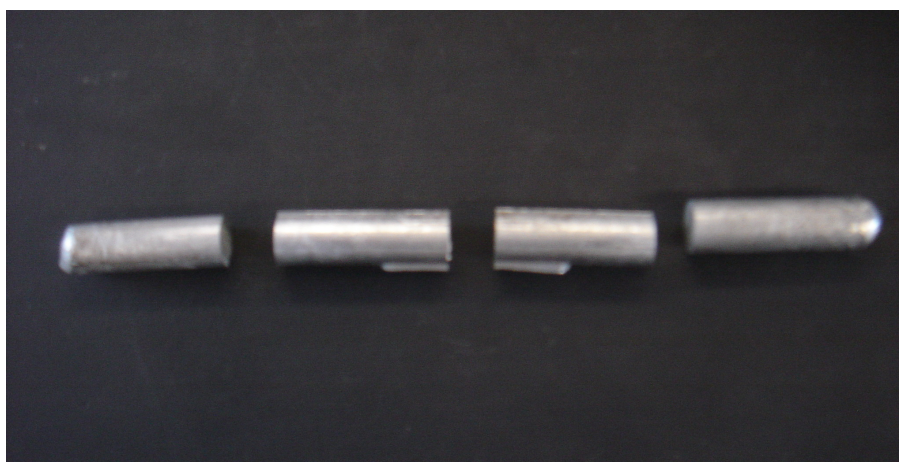
4.3. Ensayos

4.3.1. Preparación de las muestras para el ensayo de Dureza Brinell

Se realizaron estudios de la sección central de los lingotes. Para los lingotes con tiempos de enfriamiento de 5 y 9 segundos se estudiaron a su vez tres secciones de la mazarota con la finalidad de realizar ensayos mecánicos (Fig. 4.2.).

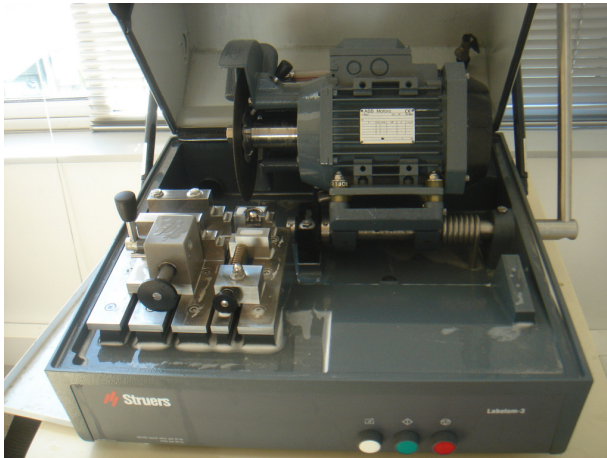
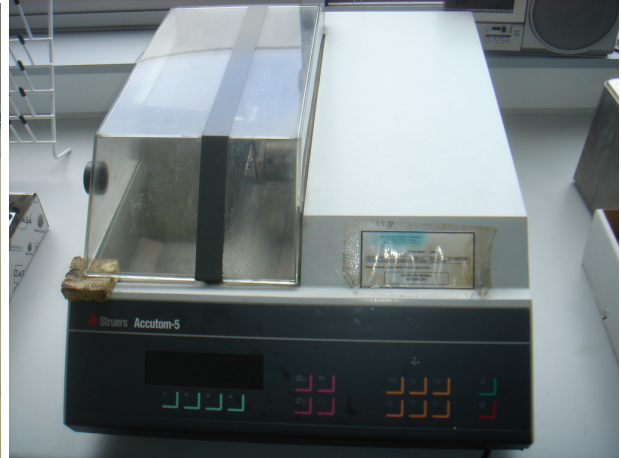
Figura 4.2. Detalle de las partes delantera y trasera de los lingotes y mazarota



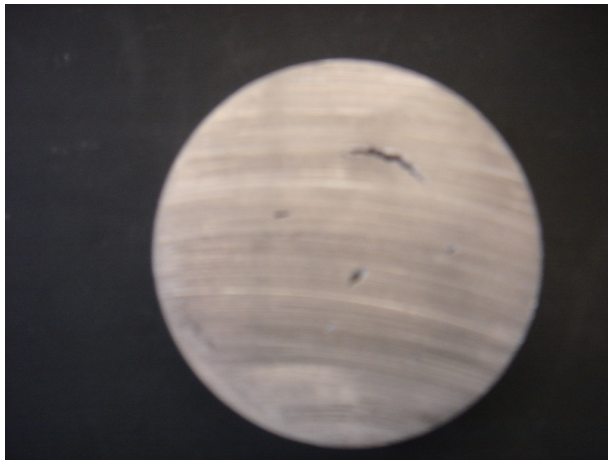
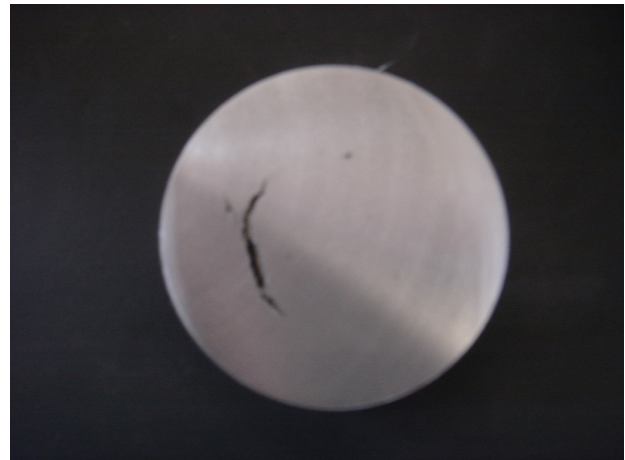
Figura 4.3. Sección central del lingote**Figura 4.4. Secciones de la mazarota**

Para el estudio y preparación de las muestras se utilizó en primer lugar una tronzadora metalográfica Struers Labotom-3 (Fig. 4.5.) para cortar los lingotes.

Posteriormente se utilizó una tronzadora metalográfica de precisión Struers Accutom-5 (Fig. 4.6.) con el objetivo de obtener caras paralelas de las secciones centrales del lingote., de esta forma el resultado obtenido en los ensayos de dureza será más fiable.

Figura 4.5. Tronzadora Struers Labotom-3**Figura 4.6. Tronzadora Struers Accutom-5**

Para el pulido de las muestras se utilizó una pulidora Struers Rotopol-2, dicho pulido se realiza sobre la cara ha ensayar con papel abrasivo de granulometría 220 y 400.

Figura 4.7. Sección central recién cortada**Figura 4.8. Sección central pulida con papel P400**

4.3.2. Ensayo de Dureza Brinell

Los ensayos de durezas Brinell se han realizado según norma ASTM E10-08 (equivalente a la norma UNE - EN ISO 6506-1). Este ensayo consiste en la medición de la dureza de un material mediante la indentación de un objeto en el material a estudiar, midiendo la penetración sufrida por este.

Previamente a realizar el ensayo de Dureza Brinell, hemos de preparar las probetas para que el resultado que obtengamos sea fiable, por este motivo han de ser:

- El espesor debe ser tal, que en la cara opuesta de la probeta no queden huellas o marcas de esta. En cualquier caso el espesor de la probeta debe ser por lo menos 10 veces la profundidad de la huella.
- El acabado de la superficie sobre la cual se va a aplicar la carga debe ser plana y estar bien pulida, de otra manera se encontrarán dificultades al hacer una determinación exacta del diámetro de la huella.

En todos los ensayos realizados las características han sido las siguientes: la utilización de un penetrador de WC de diámetro (D) 2,5mm, una carga (P) de 62.5kp, durante un tiempo de aplicación de 30 segundos. Después de liberar la carga se mide el diámetro (d) de la huella. La dureza Brinell es un valor adimensional resultante de:

$$HB = \frac{2 \cdot P}{\pi \cdot D^2} \left(\frac{1}{1 - \sqrt{1 - \frac{d^2}{D^2}}} \right)$$

Donde:

P : Carga a utilizar medida en [Kp].

D : Diámetro de la bola (indentador) medida en [mm].

d : Diámetro medio de la huella en la superficie medida en [mm].

La carga del ensayo debe tomarse de magnitud tal que se forme una huella con diámetro $d = 0,2 \cdot D$ a $d = 0,7 \cdot D$. Para materiales blandos y bolas de ensayo pequeñas, la carga del ensayo debe ser menor. Se calcula partiendo del grado de carga y del diámetro de la bola.

$$F = \frac{a \cdot D^2}{0,102}$$

a : Grado de la carga.

El grado de la carga para el acero no templado y el hierro fundido es $a = 30$; para metales no féreos y sus aleaciones $a = 10$; para el aluminio y el cinc $a = 5$; para los metales de cojinetes $a = 2,5$; para el plomo y el estaño $a = 1,25$.

Tabla 4.2. Cargas y diámetros de esferas usadas para el ensayo de dureza Brinell

Diámetro de la esfera D en [mm]	Carga en [Kg]			
	$30 \cdot D^2$	$10 \cdot D^2$	$5 \cdot D^2$	$2,5 \cdot D^2$
10	3000	1000	500	250
5	750	250	125	62,5
2,5	187,5	62,5	31,2	15,6
Signo abreviado	HB 30	HB 10	HB 5	HB 2,5

En el ensayo de dureza Brinell, se hicieron indentaciones en la sección central y de un extremo del lingote al otro cada 0,5cm. El diámetro de la indentación se mide usando un dispositivo amplificador que lleve una escala transparente grabada en el campo visual. El diámetro que se toma para determinar la dureza Brinell es el diámetro medio de dos lecturas tomadas a 90° una de la otra.

4.3.3. Funcionamiento del Durómetro Universal

El equipo utilizado para realizar los ensayos de dureza, es un durómetro universal de la maraca EMCO.

Las características técnicas de este durómetro se muestran en la tabla 4.3.

Tabla 4.3. Características Durómetro Universal

Denominación	Marca	Modelo	Nº inventario	Características
Durómetro	Emco	M4U-025	02-002	Carga (1Kg-3000Kg)

Figura 4.9. Durómetro Universal EMCO

Pasos a seguir para medir una dureza:

1. Encender el durómetro (conectar el interruptor y la llave en posición 1).
2. Roscar el penetrador correspondiente al método de dureza seleccionado, según el material, mediante la llave que le corresponda a cada penetrador.
3. Colocar la probeta en la mesa soporte, en posición para hacer el ensayo.
4. Entrada de los parámetros:

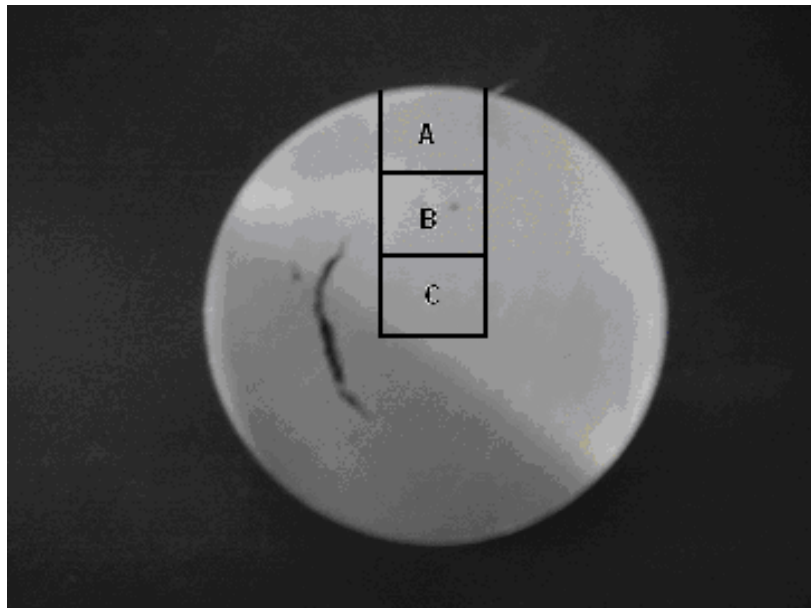
4.3.4. Preparación de las muestras para el ensayo de Ultramicrodurezas

Tal y como se explica en el apartado anterior es importante el acabado superficial de las muestras a ensayar, pero en el ensayo de ultramicrodurezas este es aun más importante, por este motivo la preparación que se ha de realizar a las probetas ha de ser más preciso.

El protocolo a seguir para la preparación de las muestras para el ensayo de ultramicrodurezas es:

1. Inicialmente se cortará una zona central, una intermedia y una exterior de la sección central de los lingotes con la ayuda de la tronzadora Struers Labotom-3. Obteniéndose de esta forma 3 muestras por lingote, a excepción de los lingotes con tiempos de enfriamiento de 5 y 9 segundos en los que se obtienen 6 muestras, lo que supone un total de 30 muestras a las que se les realizará el ensayo de ultramicrodurezas.

Figura 4.10. Cortes realizados en la sección central del lingote



2. Una vez cortadas todas las muestras se volverán a cortar para que el grosor de estas pase de un centímetro necesario para el ensayo de durezas a un grosor de 0,5cm, suficiente para el ensayo de ultramicrodurezas.

3. Se situarán las muestras en la prensa de montaje de probetas Struers LaboPress-3 (Fig. 4.11.) y se recubrirán de resina, aplicándose una carga de 20kN, durante 6 minutos de calentamiento a 150°C y posteriormente se dejarán 3 minutos de enfriamiento.
4. Una vez montadas las probetas se pulirán todas ellas pasando por todos los papeles (220, 400, 600, 800, 1200 y 4000) y para finalizar con un paño con alúmina de granulometría 0'3 micras para obtener un acabado superficial a espejo. Para esto se ha utilizado una pulidora Struers Rotapol-11 (Fig. 4.12.), con una carga de 10N, un tiempo de aplicación de 5 minutos por probeta y a una velocidad angular de 150 rpm.

La identificación de las muestras extraídas de la sección central del lingote se hizo de la siguiente forma: Las probetas se marcaron con un número y una letra, correspondiendo el número a los segundos de enfriamiento y la letra a la zona donde estaban situadas, siendo A la zona exterior, B la zona intermedia y C la zona central. Así que si nos referimos a la probeta situada en la zona intermedia de la sección central del lingote, con una temperatura de enfriamiento de 11 segundos, la numeración de la probeta será 11”B.

La identificación de las muestras extraídas de la mazarota cilíndrica se numeró de igual forma que las anteriores, acompañando el número con una letra, correspondiendo esta letra a la sección de la mazarota siendo I la sección izquierda, C la sección central y D la sección derecha.

Figura 4.11. Prensa de montaje de probetas Struers LaboPress-3



Figura 4.12. Pulidora Struers Rotapol-11

4.3.5. Ensayo de Ultramicrodurezas

Los ensayos se realizaron según la norma ISO VDI / VDE 2616 con el objeto de obtener la dureza universal de una forma más exacta que en el ensayo de dureza Brinell y también tener información de las propiedades elasto-plásticas del material, por este motivo se ha realizado el ensayo de ultramicrodurezas. El ensayo de ultramicrodurezas se diferencia del ensayo de durezas en que se pueden hacer ensayos a puntos microscópicos y permite estudiar las propiedades de una determinada fase presente en un material multifásico. De esta forma podemos saber la dureza de los puntos que nos interese estudiar, en este caso se ha hecho el ensayo de ultramicrodurezas a la fase alfa.

Se ha utilizado el ultramicrodurómetro Fischerscope H100 (Fig. 4.13.), este dispone de un indentador Vickers y de un sistema de medición para determinar la profundidad de la penetración.

El control del ultramicrodurómetro se realiza mediante un ordenador con su correspondiente programa que permite controlar y programar los parámetros de ensayo en función de las propiedades del material a analizar.

El ensayo de ultramicrodurezas consta de dos etapas: Inicialmente se aproxima el indentador a la probeta a una velocidad controlada justo hasta el instante en que entra en contacto con la superficie de la esta.

La primera etapa consiste en seleccionar la carga y aplicarla de forma que el indentador penetre en la superficie de la probeta de una forma progresiva. En la segunda etapa se realiza la descarga de forma que el indentador se separa de la superficie de la probeta, finalizando el ensayo.

Figura 4.13. Ultramicrodurómetro Fischer H100

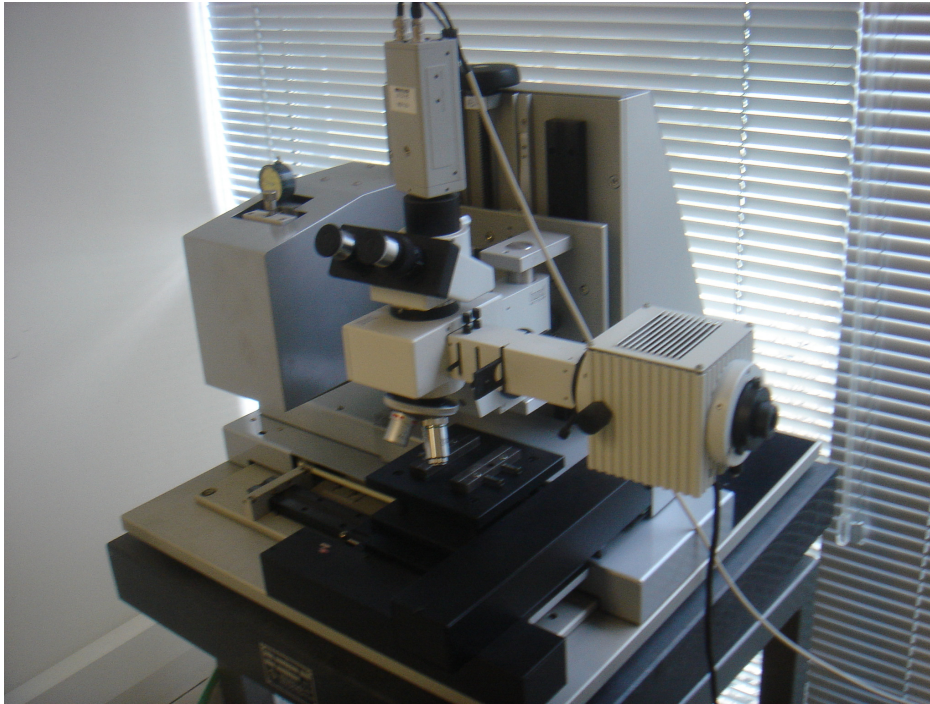


El Ultramicrodurómetro está formado por tres partes: la primera está situada en la parte inferior y es un carro sobre el que se fija la probeta para evitar su movimiento durante el ensayo y que tiene movimiento en el plano horizontal. Otra parte es la formada por el microscopio y cámara que permite enfocar el punto donde queremos realizar el ensayo y por último en la parte izquierda se encuentra el indentador con los medidores de posición, que tiene movimiento en el eje vertical y es accionado por un elemento piezoeléctrico (Fig. 4.14.).

El sistema de medición tiene dos dispositivos; el primero se encarga de medir la penetración del indentador en la superficie de la probeta, mientras el segundo se encarga de medir la carga aplicada en cada momento del ensayo.

Este equipo es muy sensible a las vibraciones y por este motivo está montado sobre diferentes estructuras que reducen las vibraciones, aun así en caso de vibraciones de alta frecuencia los valores obtenidos por los sensores de profundidad y de fuerza no serán lo suficientemente exactos.

Figura 4.14. Indentador, carro de fijación de la probeta y microscopio óptico



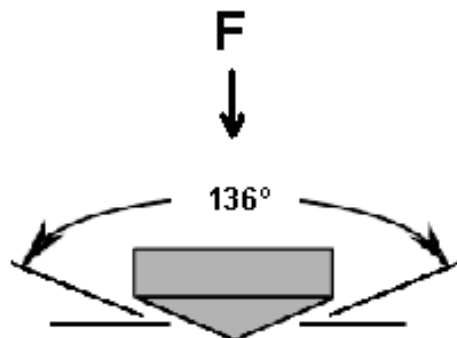
Por cada sección de lingote se han sacado 3 probetas, y de cada probeta se han de realizar un mínimo de 15 indentaciones correctas para poder obtener unos valores medios correctos de la muestra, en total son un mínimo de 45 indentaciones por sección.

Dureza Universal

La dureza universal es una propiedad mecánica de los materiales que muestra su resistencia mecánica y plasticidad así como la resistencia a la penetración.

Los ensayos de ultramicrodurezas se han realizado con el ultramicrodurómetro Fischerscope H100, utilizando un indentador Vickers piramidal de base cuadrada, según la normativa (ASTM E384-99).

Figura 4.15. Forma de aplicar la fuerza a través del indentador Vickers piramidal de base cuadrada



La fórmula para el cálculo de la dureza Universal es la siguiente:

$$HU = \frac{F}{A} = \frac{F}{26,43 \cdot h^2} = MPa$$

Donde:

F : Carga aplicada.

h : Profundidad de penetración.

La carga necesaria a aplicar en el ensayo, será aquella en que el nivel de profundidad se adapte al estudio que realicemos. En nuestro caso como estudiaremos la dureza de la fase esferoidal alfa, el tamaño de la huella no será mayor al tamaño de la fase alfa, ni tampoco mucho más pequeña.

El programa informático del ultramicrodurómetro, nos permite determinar los parámetros del ensayo tanto del ciclo de carga como el de descarga. Los parámetros a establecer son los siguientes:

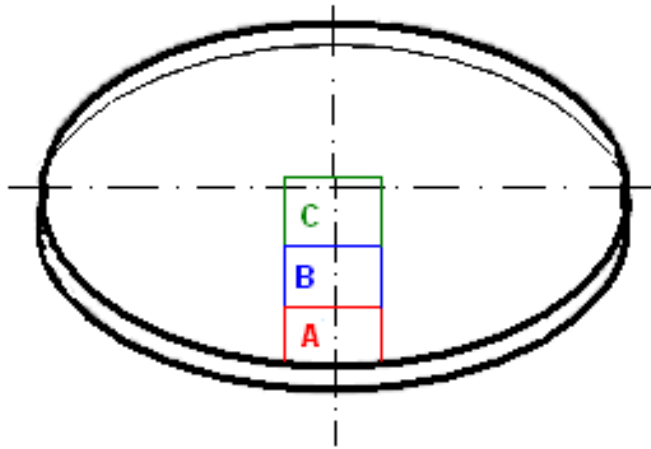
- **Ciclo de carga:** En el ciclo de carga se ha de definir la carga aplicada, el número de stops (número de pasos que a de hace el indentador para aplicar la totalidad de la carga), y el tiempo de aplicación.
- **Ciclo de descarga:** Los parámetros a definir son los mismos que en el ciclo de carga. Estos parámetros permitirán calcular la curva de descarga teniendo en cuenta la recuperación elástica del material.

Los parámetros establecidos en el ensayo tanto para el ciclo de carga como para el de descarga han sido los siguientes: Carga aplicada de 80,0Nm, 20 pasos y un tiempo de aplicación de 20 segundos para el ciclo de carga como para el de descarga.

Una vez seleccionados los parámetros del ensayo, se han de seleccionar los puntos donde se realizarán las penetraciones, asignándole a cada uno unas coordenadas. Los puntos se seleccionan manualmente por medio de un mando situado en el teclado de control y la visualización del punto seleccionado se obtiene por medio de una pantalla que esta conectada a la cámara colocada en el microscopio, que enfoca a la probeta que está situada en el carro.

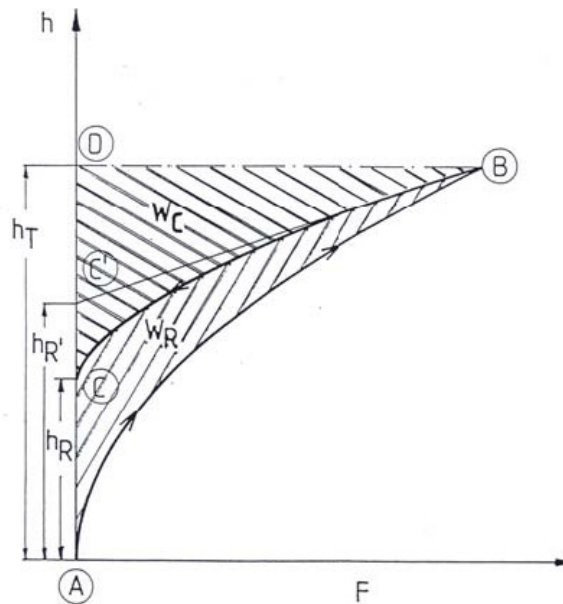
En este ensayo se han seleccionado 3 zonas de la sección central del lingote, la parte exterior será la probeta con la letra A, la intermedia con la letra B y la central la letra C; realizando un mínimo de 15 indentaciones correctas por probeta lo que conlleva realizar un numero superior de estas (Fig. 4.16.).

Figura 4.16. Zonas escogidas para hacer las indentaciones



Una vez obtenidas al menos 15 indentaciones correctas por zona, se ha hecho la media de las indentaciones, representándolas gráficamente en una curva de carga y otra curva de descarga.

Figura 4.17. Gráfica de energías y profundidades obtenidas en el ensayo de ultramicrodurezas [34]



Los resultados obtenidos en este ensayo son:

- W_t : Energía total. En la gráfica sería $W_t = W_e + W_p$.
- W_e : Energía elástica, en la gráfica corresponde al valor W_e .
- W_p : Energía plástica, en la gráfica corresponde al valor W_p .
- $E/(1-\nu^2)$: Módulo transversal.
- H_{plast} : Dureza plástica.
- HU_{corr} : Dureza Universal Corregida.

4.3.6. Funcionamiento del ultramicrodurómetro

El equipo utilizado es una herramienta útil de trabajo y de utilización fácil para realizar ensayos de durezas a probetas a un tamaño micro. Su correcta utilización nos permite:

- Una visualización en diferentes formatos de gráficas y tablas.
- Podemos guardar los datos de estudio y analizarlos posteriormente.
- Podemos obtener una representación de valores corregidos realizando archivos de memoria.

- Podemos utilizar aplicaciones donde pondremos, el tiempo de durada del estudio, el número de veces que queremos realizar la medida y la fuerza que queremos aplicar.
- Tenemos la opción de modificar las gráficas y rechazar aquellos valores que producen una variación de medida.

5. Resultados

En este capítulo se muestran los resultados obtenidos de los ensayos de Dureza Brinell, Ultramicrodurezas y la microestructura de los lingotes ensayados.

5.1. Ensayo de Dureza Brinell

En el ensayo de dureza Brinell se ha hecho cada indentación (punto) a una distancia de 0,5cm desde un extremo del lingote hasta el otro. En número de puntos correspondientes a cada zona, se ha hecho en función del número de indentaciones hechas a cada lingote.

Como los valores obtenidos en el ensayo de dureza Brinell van de un extremo del lingote a otro, se ha seleccionado una mitad del lingote para hacer el estudio de la dureza Brinell de los puntos correspondientes a cada zona.

Tabla 5.1. Puntos seleccionados por cada zona del lingote

	Zona Periférica	Zona Intermedia	Zona Central
Puntos Lingote N°8	1 y 2	3, 4 y 5	6 y 7
Puntos Lingote N°9	1 y 2	3 y 4	5 y 6
Puntos Lingote N°10	1 y 2	3 y 4	5, 6 y 7
Puntos Lingote N°11	1 y 2	3 y 4	5 y 6
Puntos Lingote N°12	1 y 2	3 y 4	5 y 6
Puntos Lingote N°13	1 y 2	3 y 4	5 y 6
Puntos Lingote N°14	1 y 2	3, 4 y 5	6 y 7
Puntos Lingote N°15	1 y 2	3 y 4	5 y 6

Tabla 5.2. Durezas obtenidas en el lingote N°8

Punto N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Dureza	64	65	66	65	64	65	*	65	66	63	65	64	60

* Valor de dureza inferior a la lectura mínima del durómetro

Gráfica 5.1. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°8

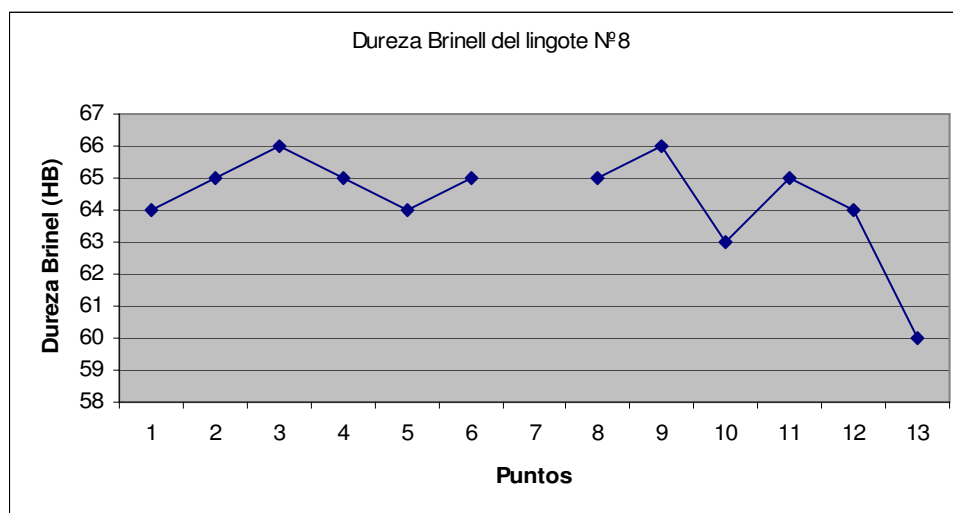


Tabla 5.3. Durezas obtenidas en el lingote N°9

Punto N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Dureza	60	59	58	58	62	62	61	63	61	63	63

Gráfica 5.2. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°9

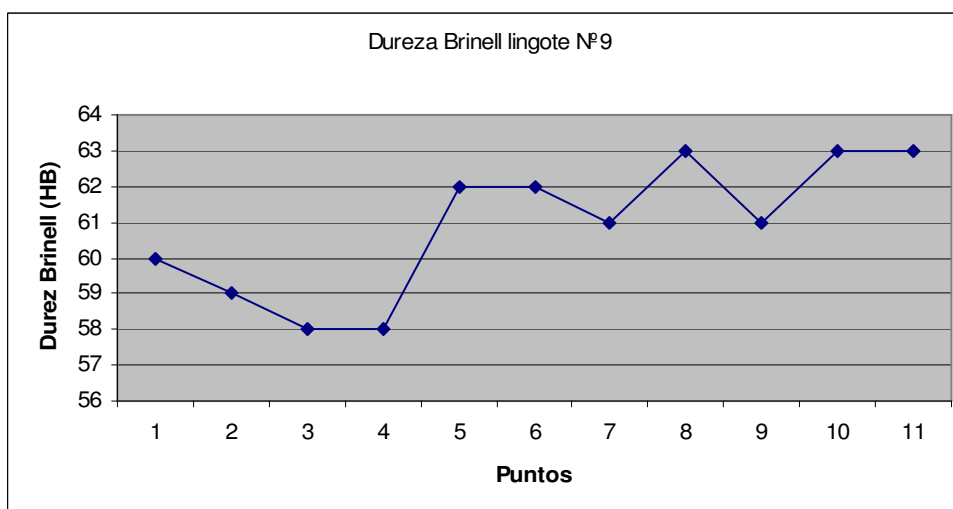


Tabla 5.4. Durezas obtenidas en el lingote N°10

Punto N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
Dureza	63	62	63	63	62	63	64	65	64	66	64	61

Gráfica 5.3. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°10

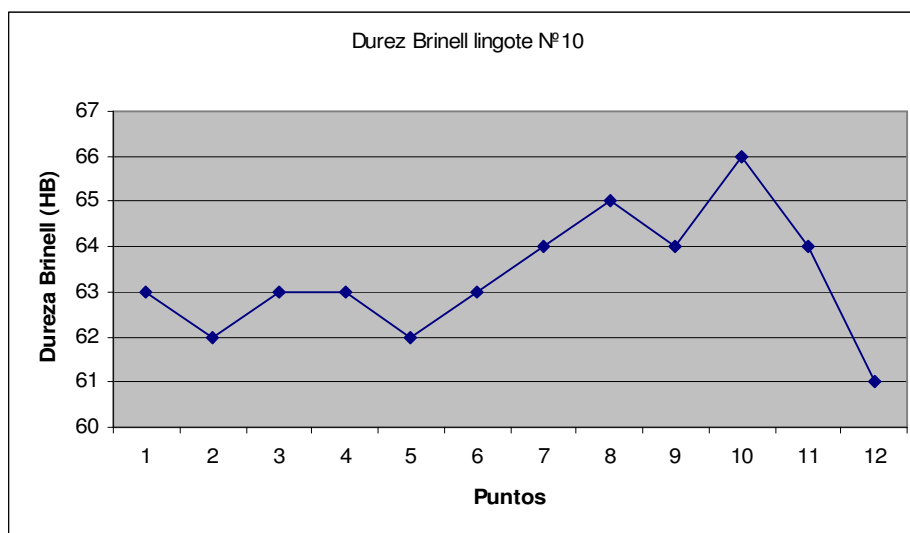


Tabla 5.5. Durezas obtenidas en el lingote N°11

Punto N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Dureza	59	62	63	63	65	63	64	64	65	61	63

Gráfica 5.4. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°11

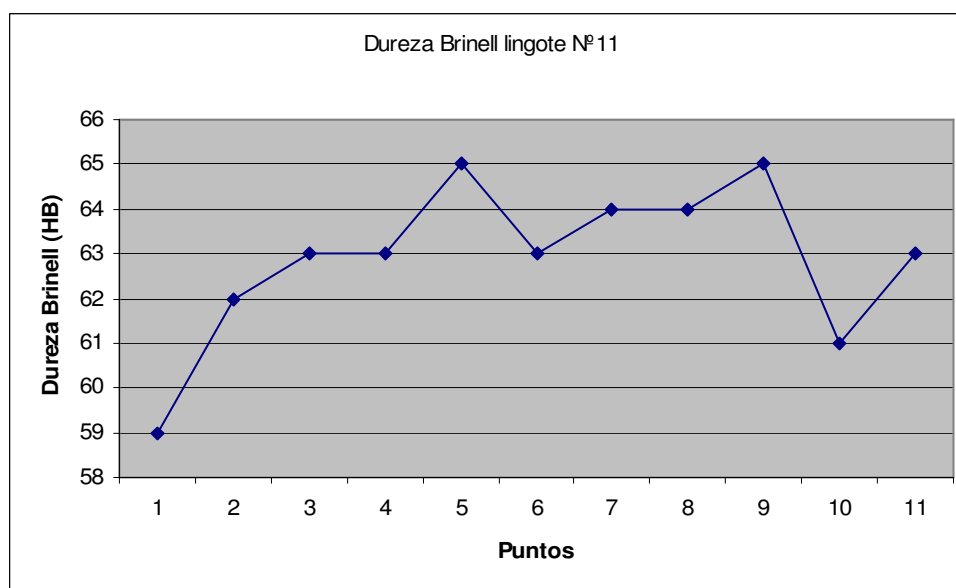


Tabla 5.6. Durezas obtenidas en el lingote N°12

Punto N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Dureza	63	65	65	65	65	66	65	65	64	66	65

Gráfica 5.5. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°12

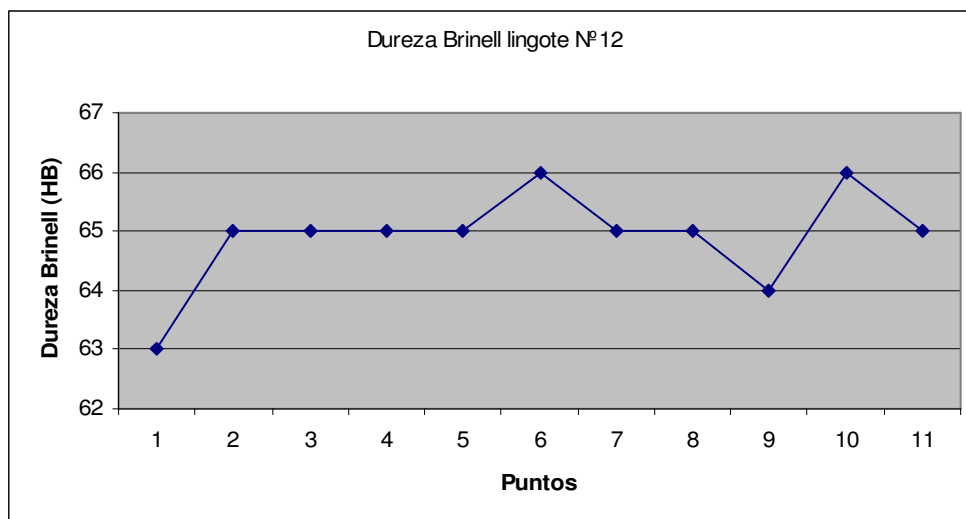


Tabla 5.7. Durezas obtenidas en el lingote N°13

Punto N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Dureza	63	64	64	63	65	63	64	61	63	63	63

Gráfica 5.6. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°13

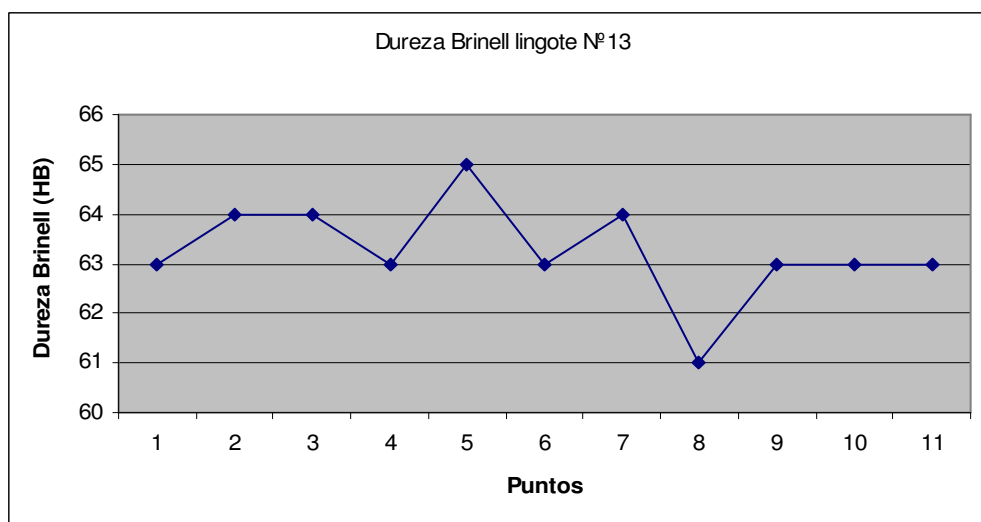
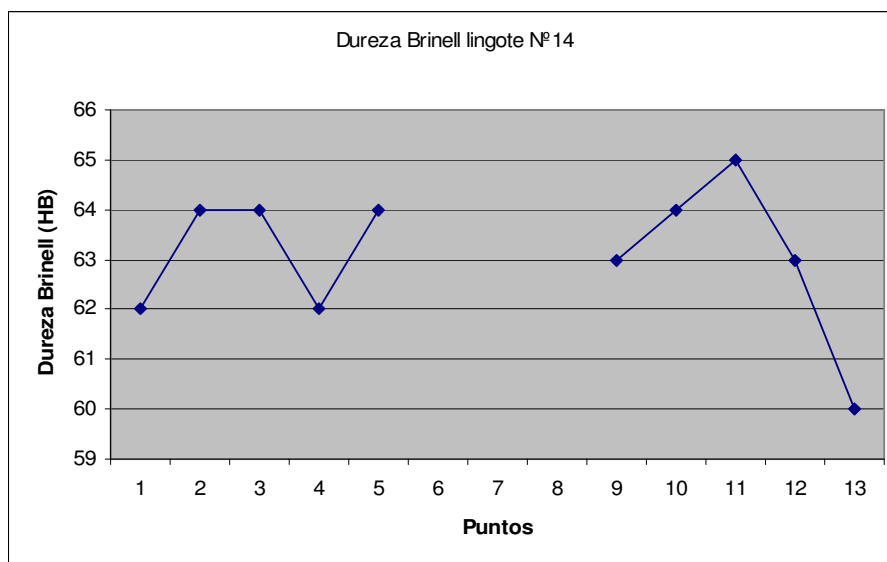


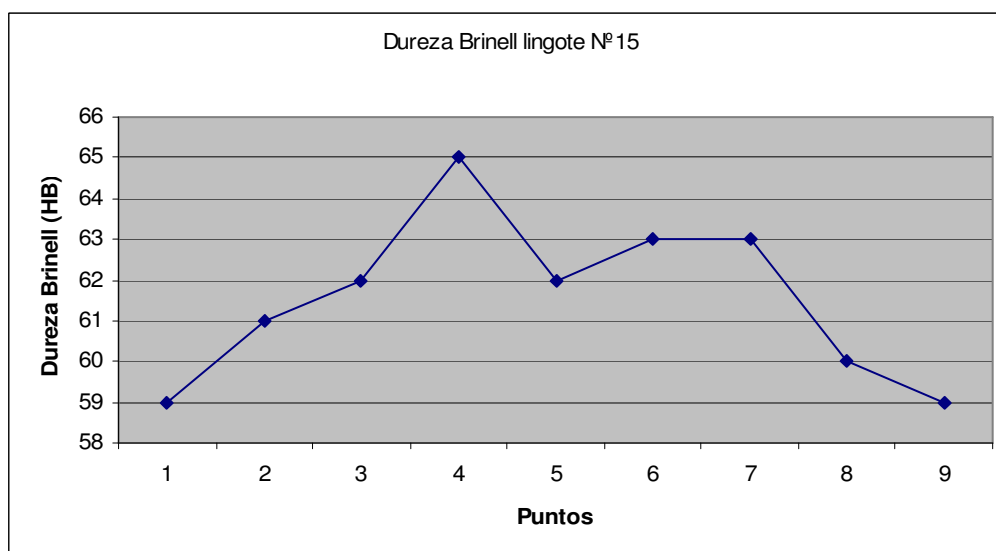
Tabla 5.8. Durezas obtenidas en el lingote N°14

Punto N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
Dureza	62	64	64	62	64	*	*	*	63	64	65	63	60

* Valor de dureza inferior a la lectura mínima del durómetro

Gráfica 5.7. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°14**Tabla 5.9. Durezas obtenidas en el lingote N°15**

Punto N°	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Dureza	59	61	62	65	62	63	63	60	59

Gráfica 5.8. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°15

5.2. Ensayo de Ultramicrodurezas

Figura 5.1. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona A

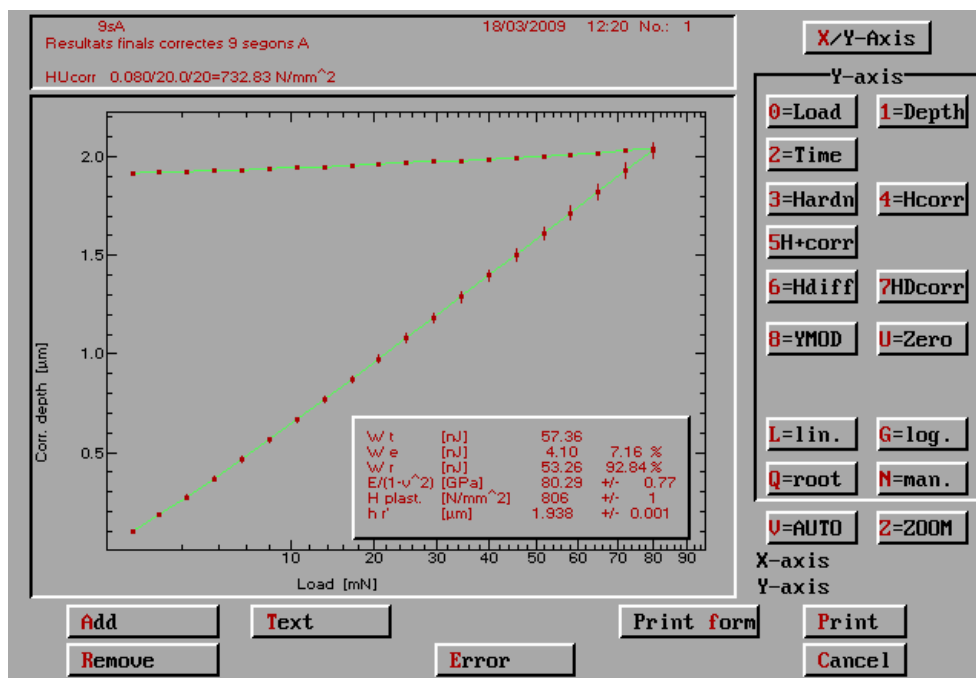


Figura 5.2. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona B

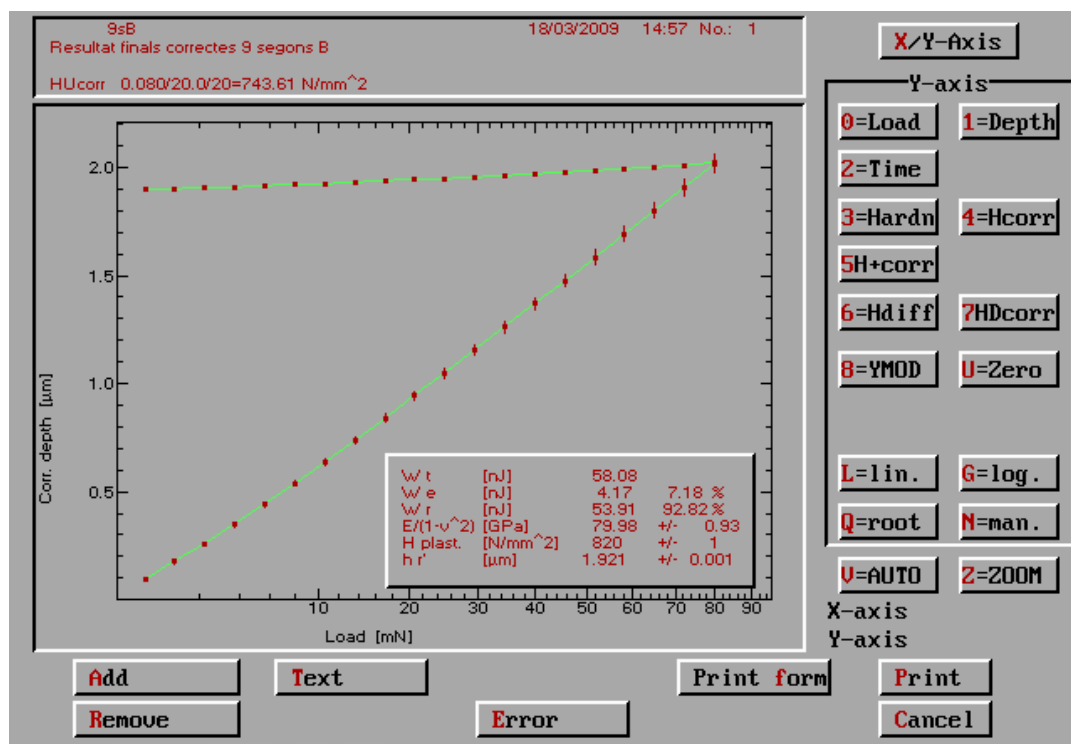


Figura 5.3. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona C

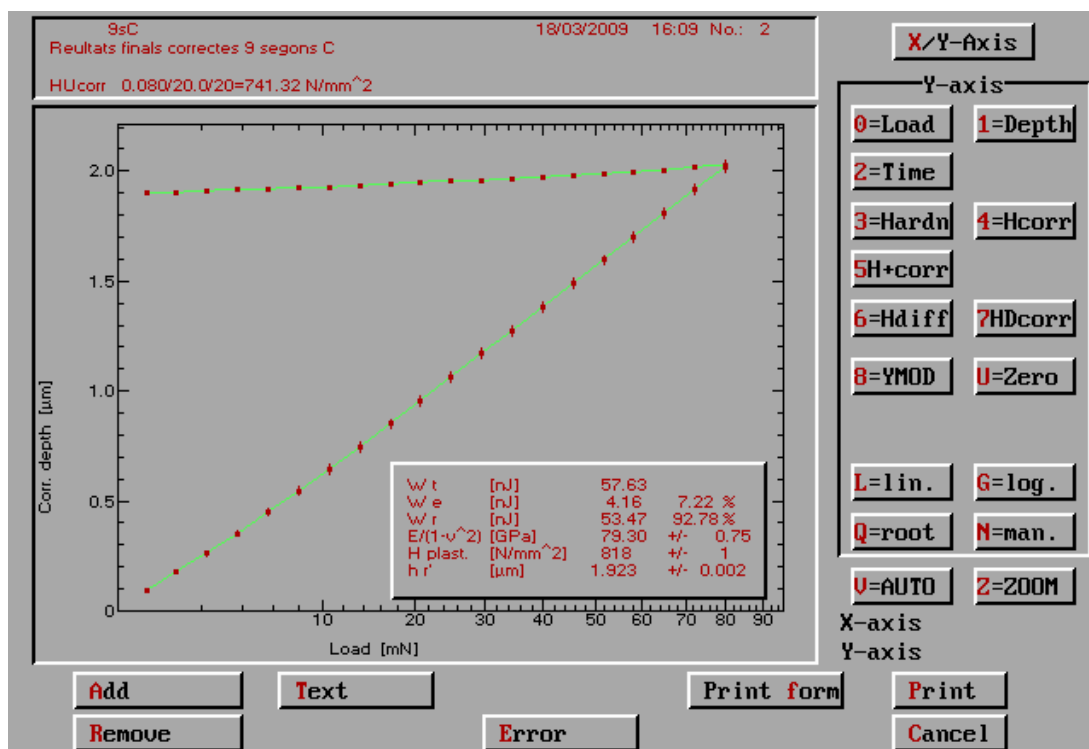


Figura 5.4. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona I de la mazarota

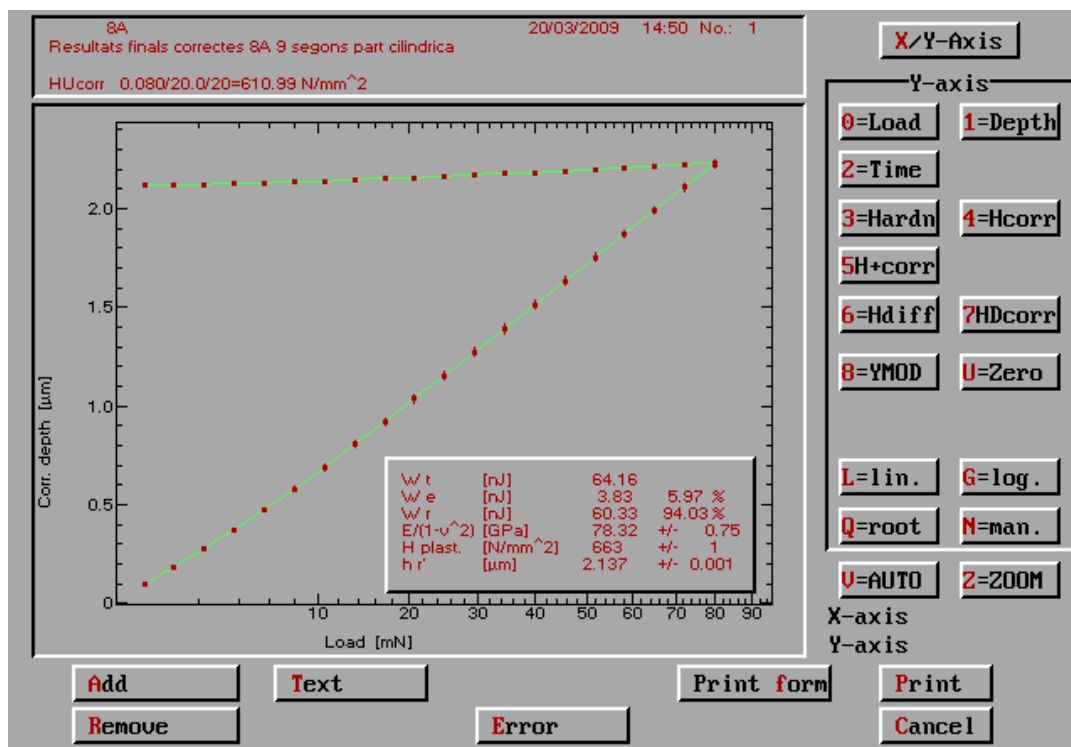


Figura 5.5. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona C de la mazarota

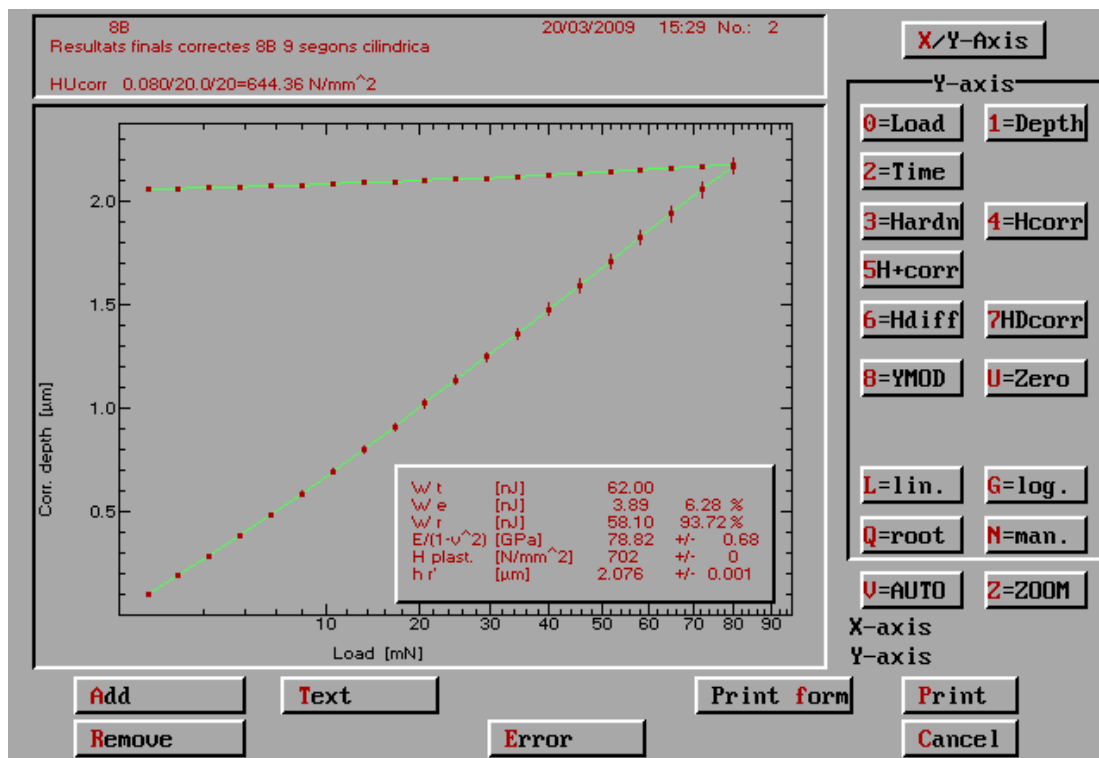


Figura 5.6. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona D de la mazarota

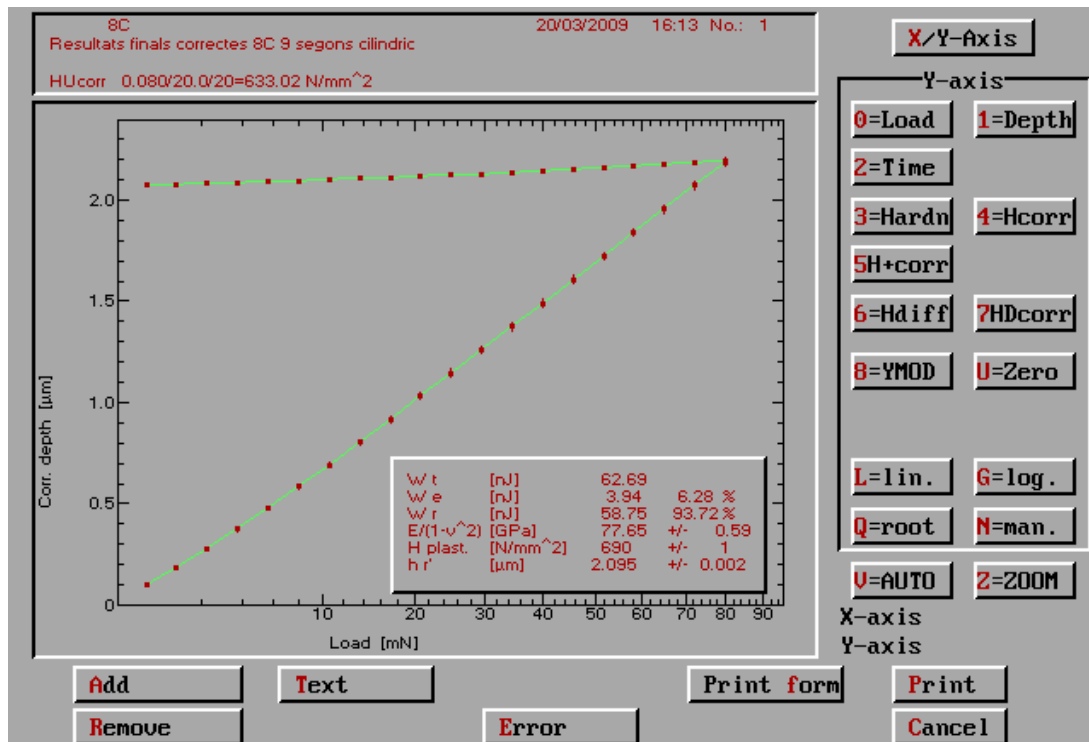


Figura 5.7. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°9 zona A

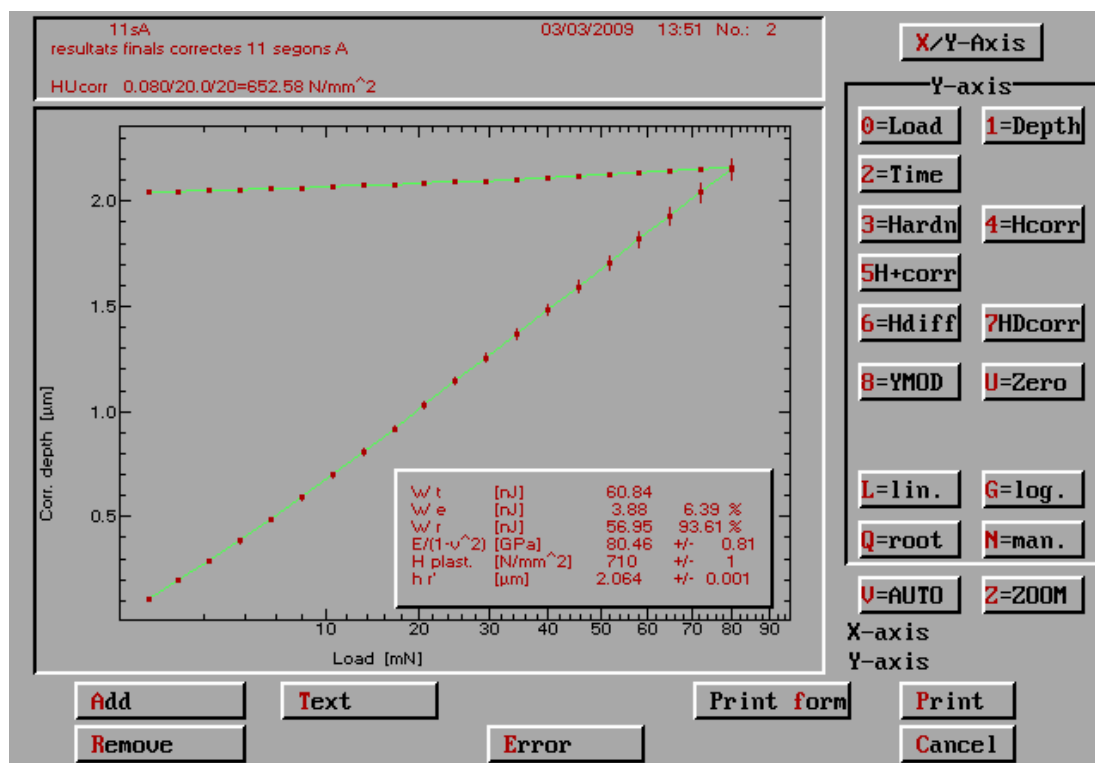


Figura 5.8. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°9 zona B

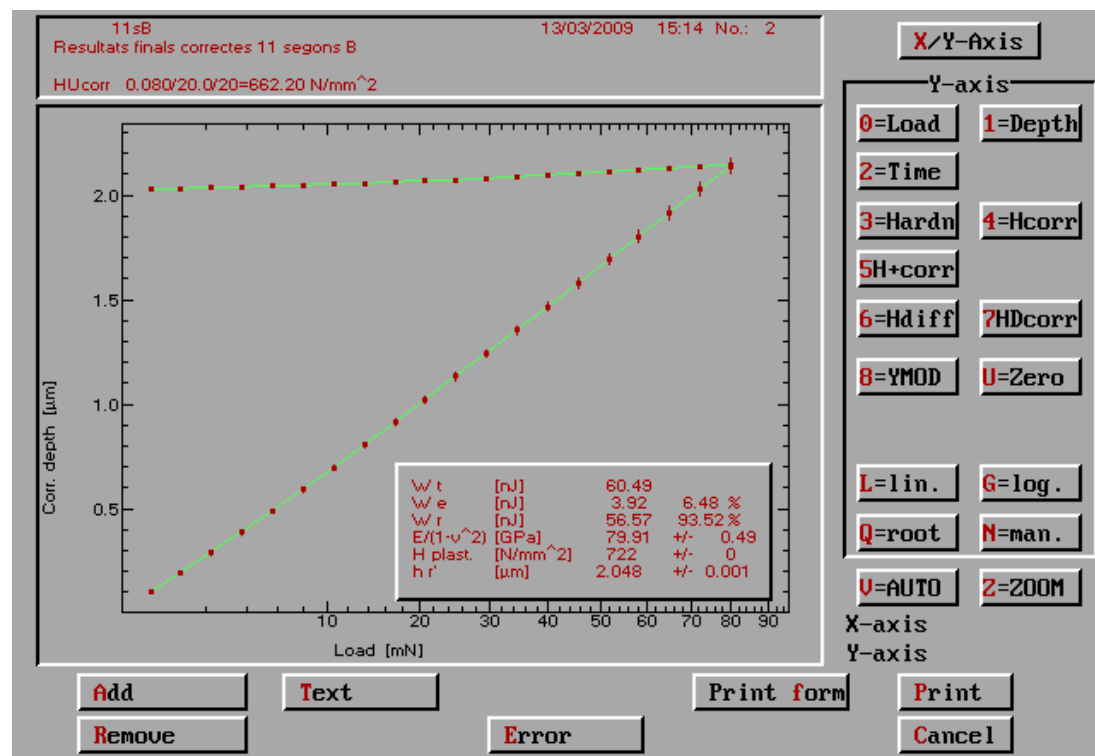


Figura 5.9. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°9 zona C

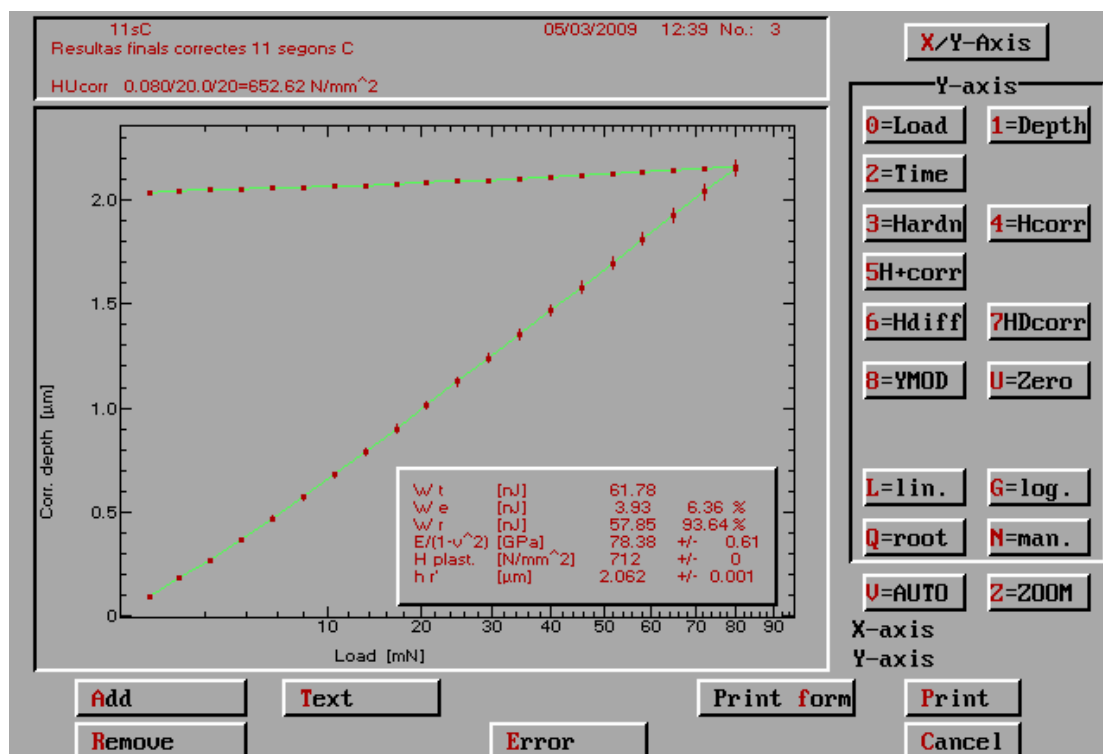


Figura 5.10. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°10 zona A

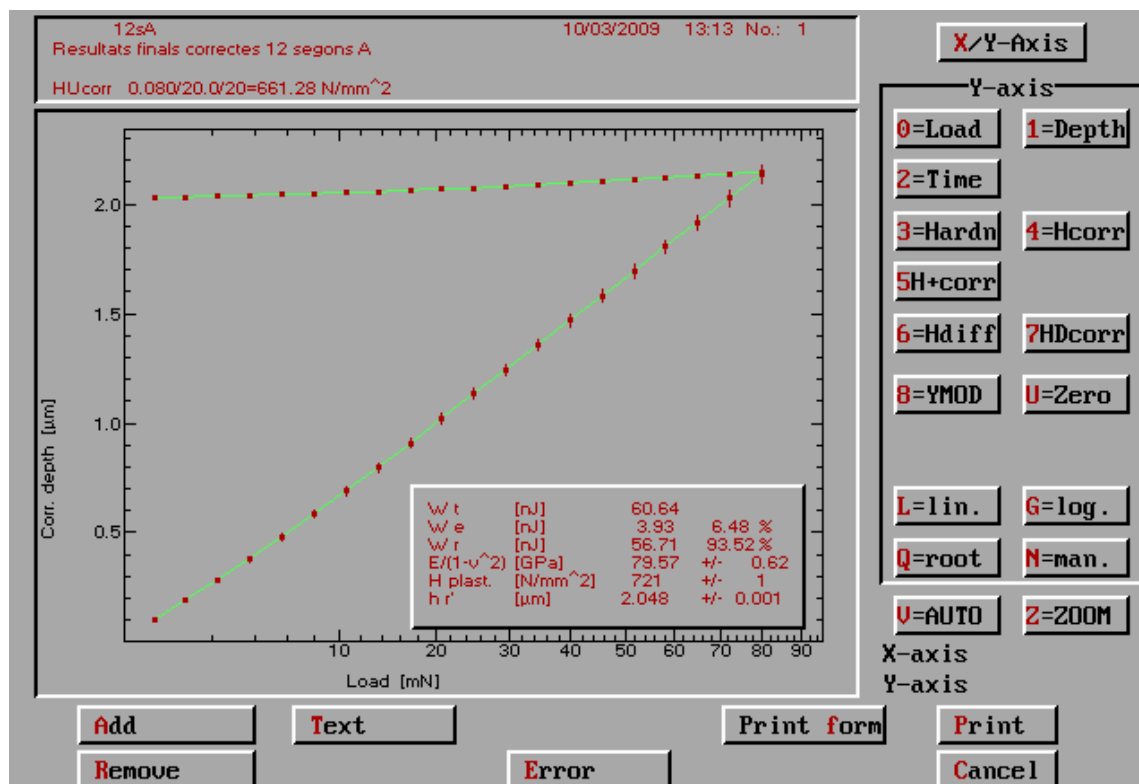


Figura 5.11. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°10 zona B

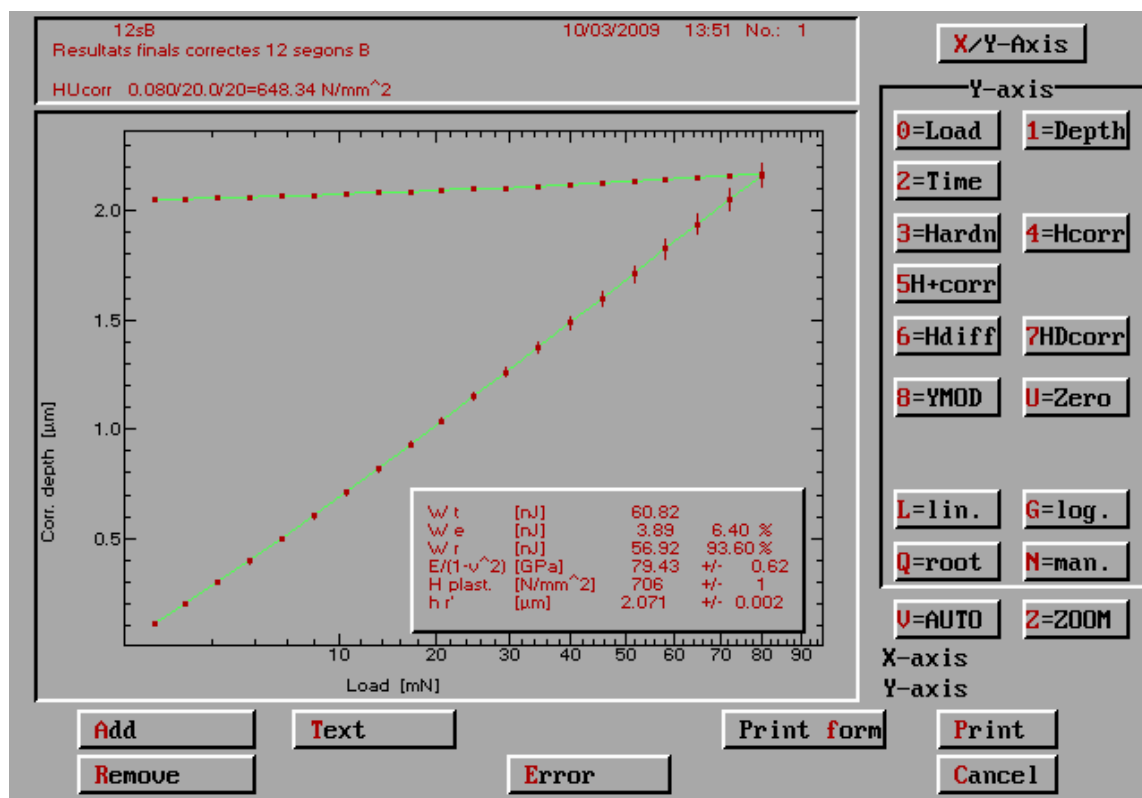


Figura 5.12. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°10 zona C

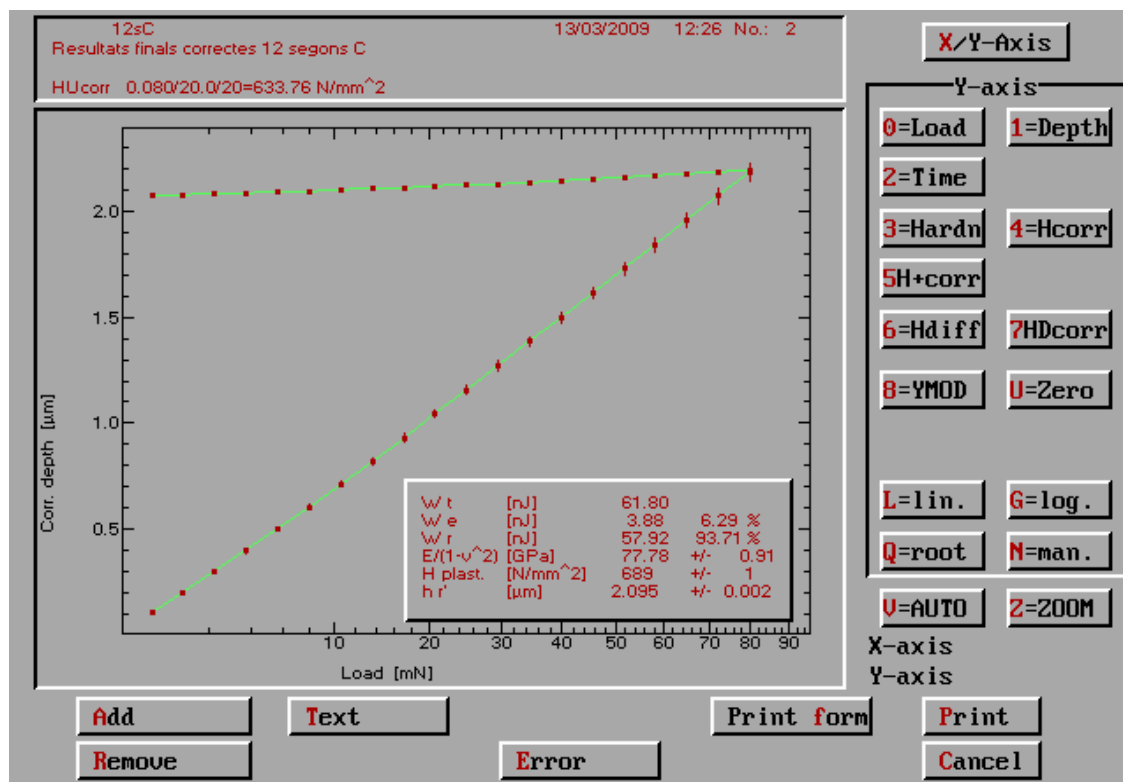


Figura 5.13. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°11 zona A

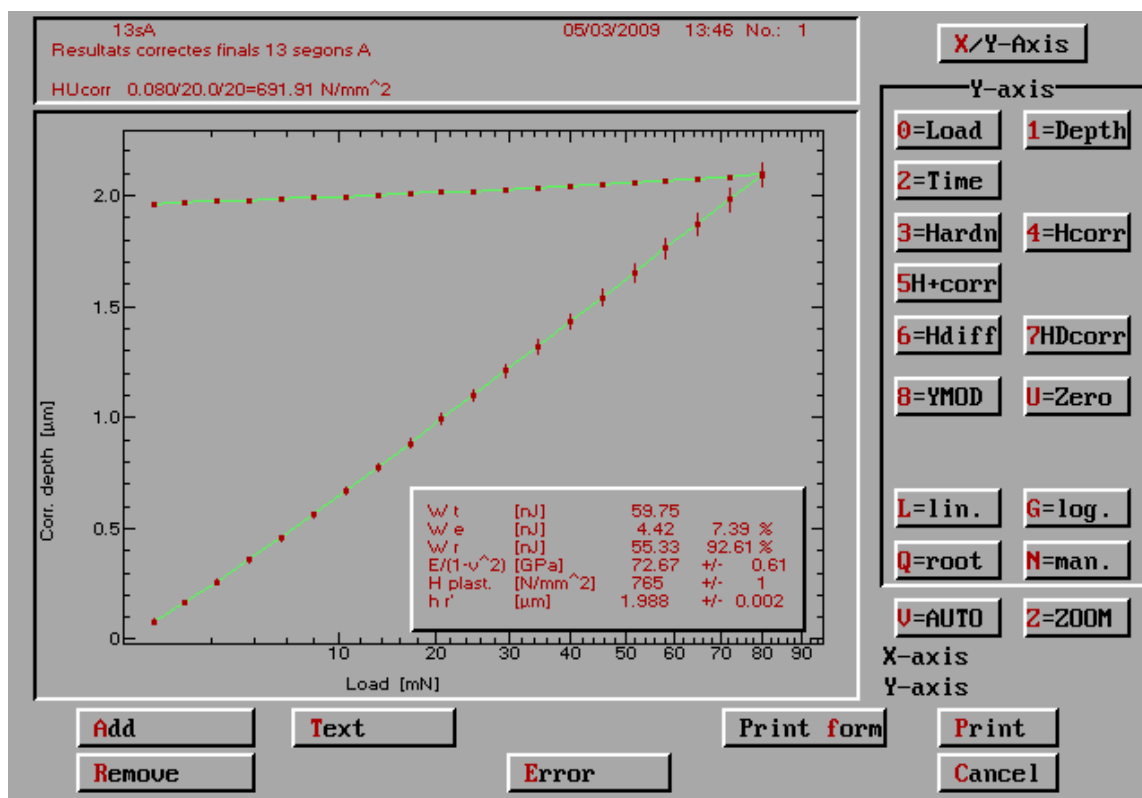


Figura 5.14. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°11 zona B

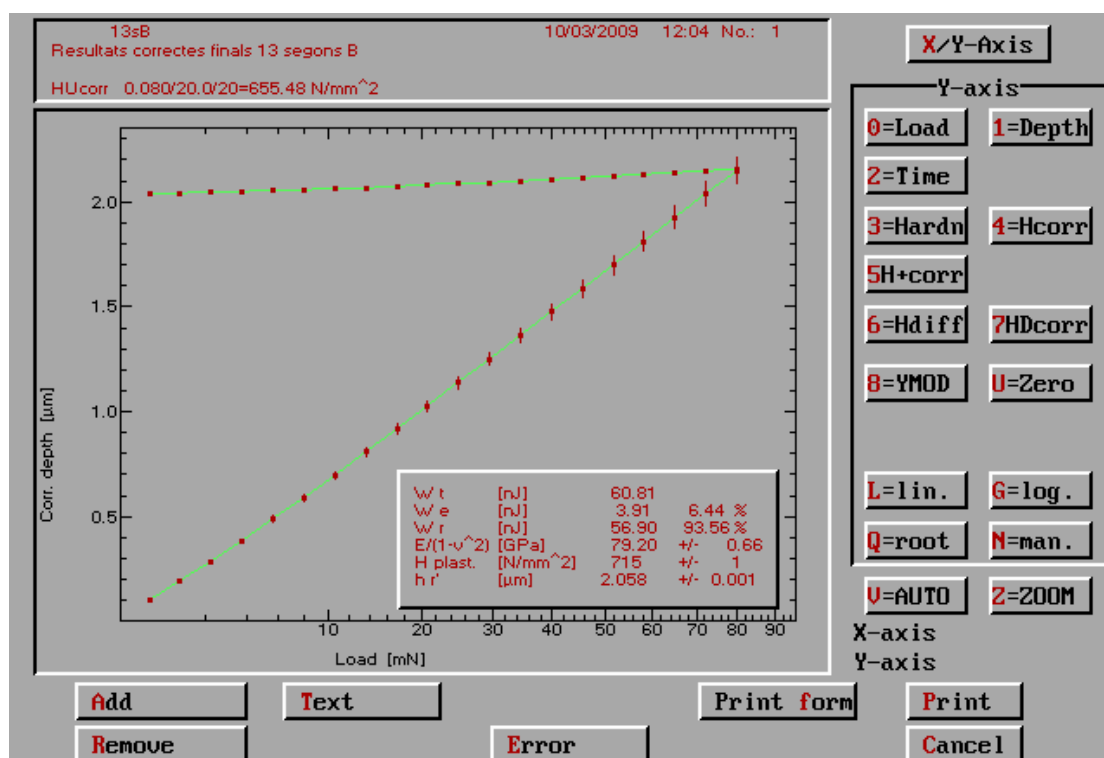


Figura 5.15. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°11 zona C

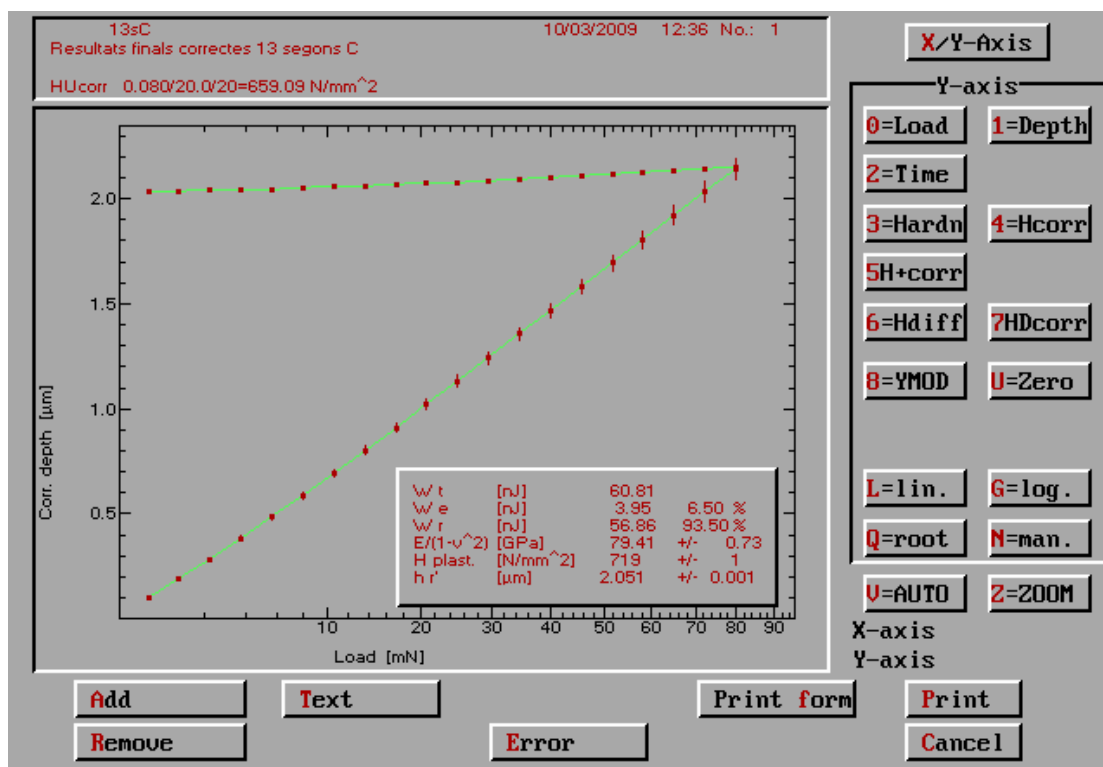


Figura 5.16. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°12 zona A

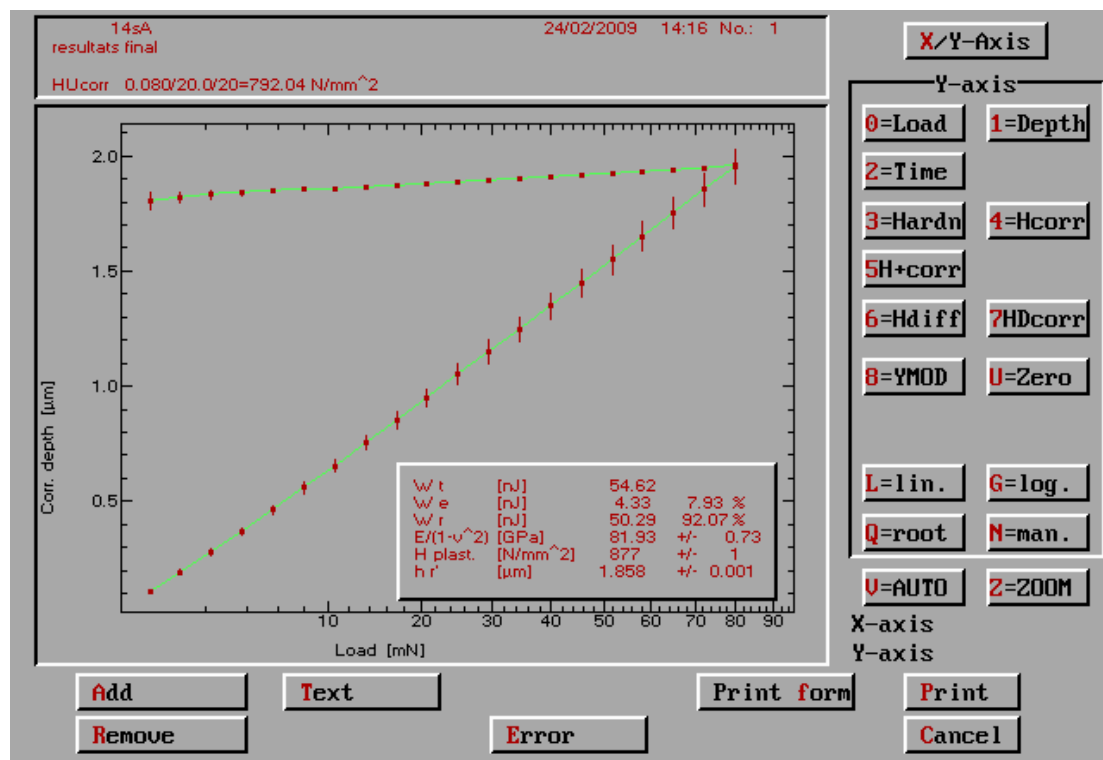


Figura 5.17. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°12 zona B

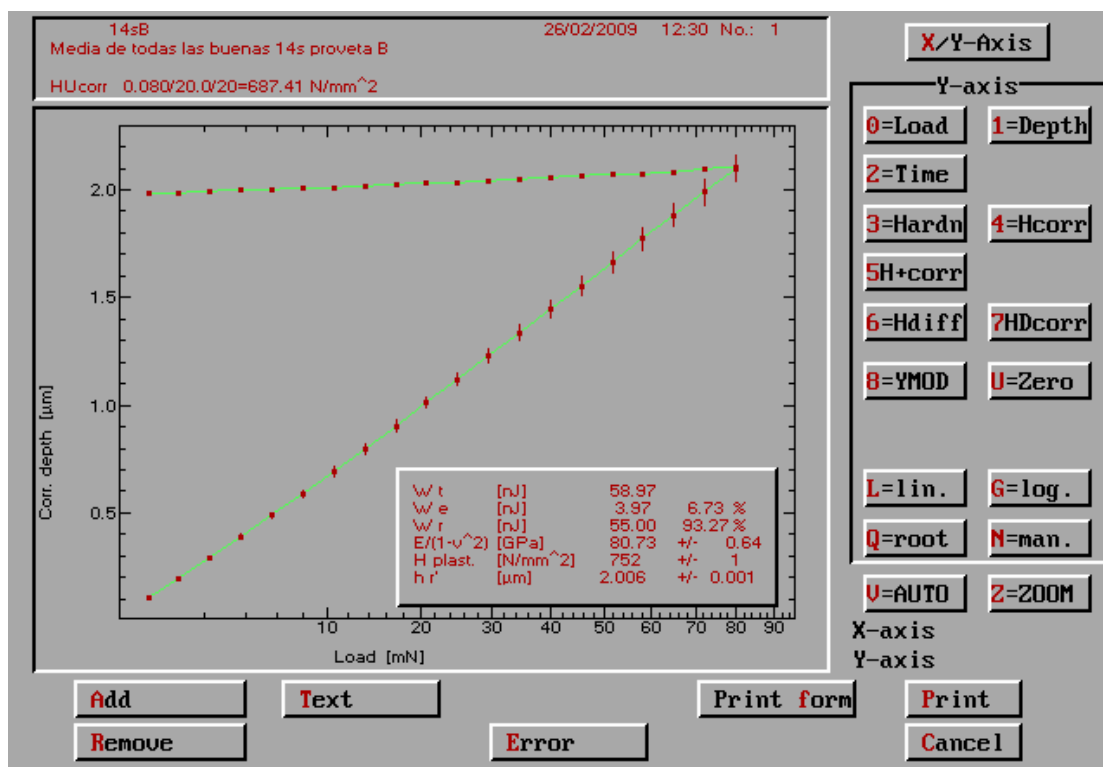


Figura 5.18. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°12 zona C

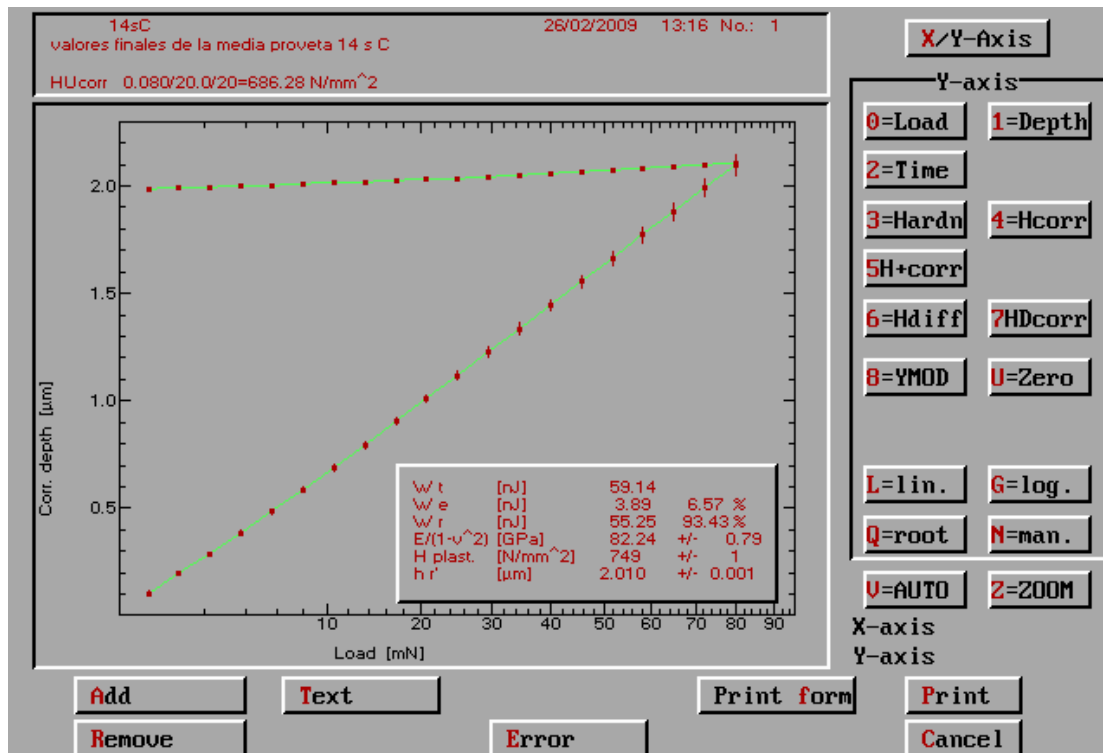


Figura 5.19. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°13 zona A

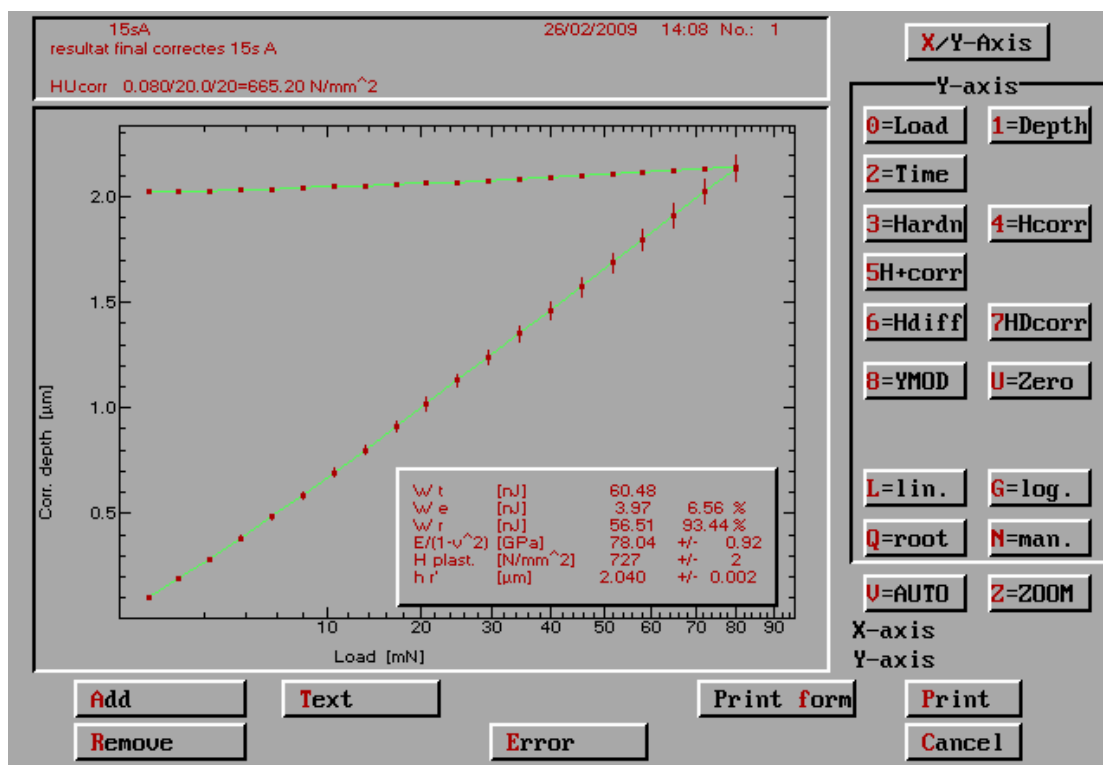


Figura 5.20. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°13 zona B

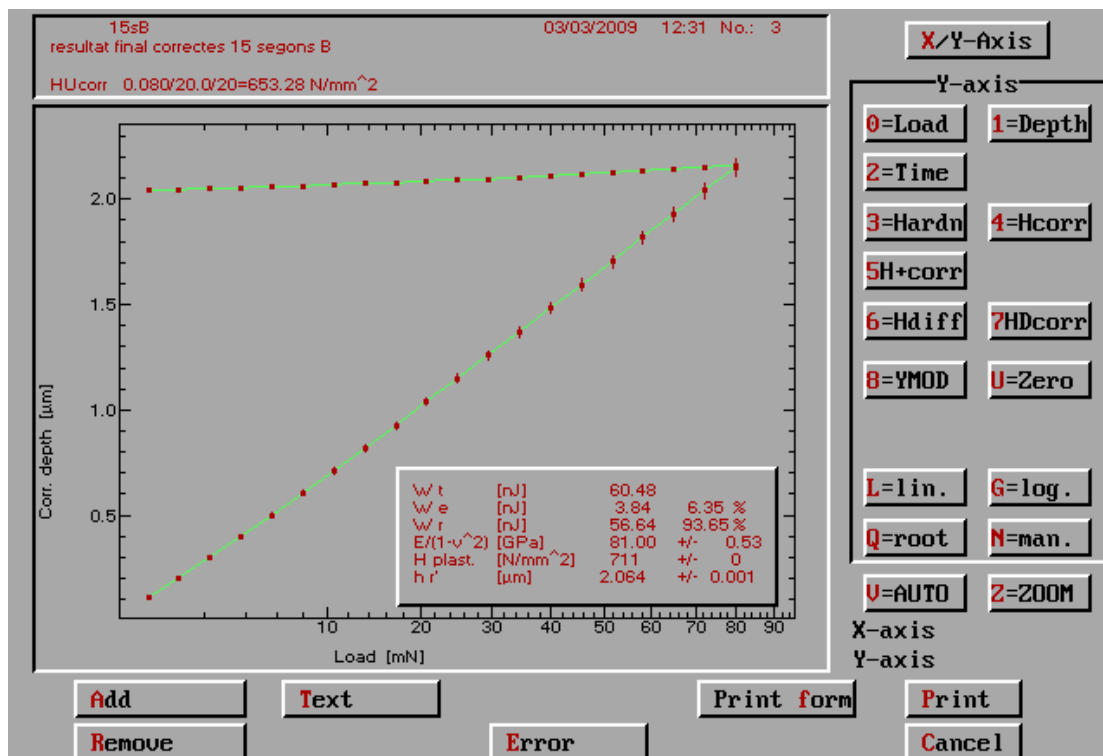


Figura 5.21. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°13 zona C

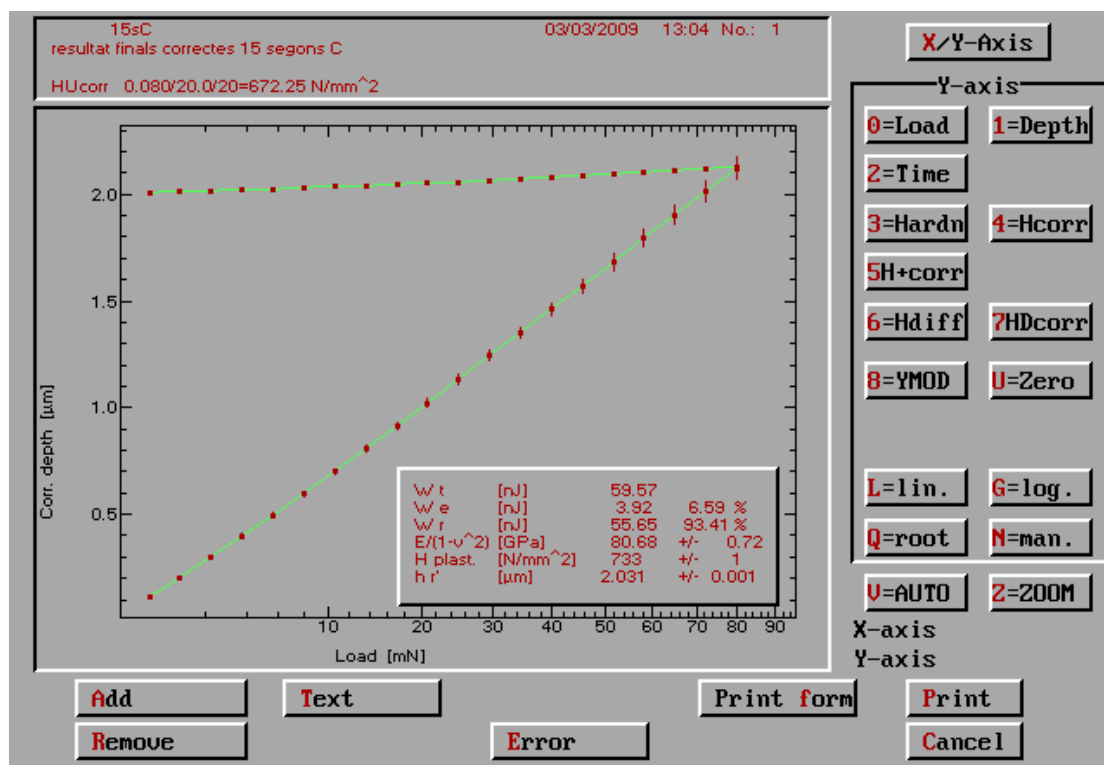


Figura 5.22. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona A

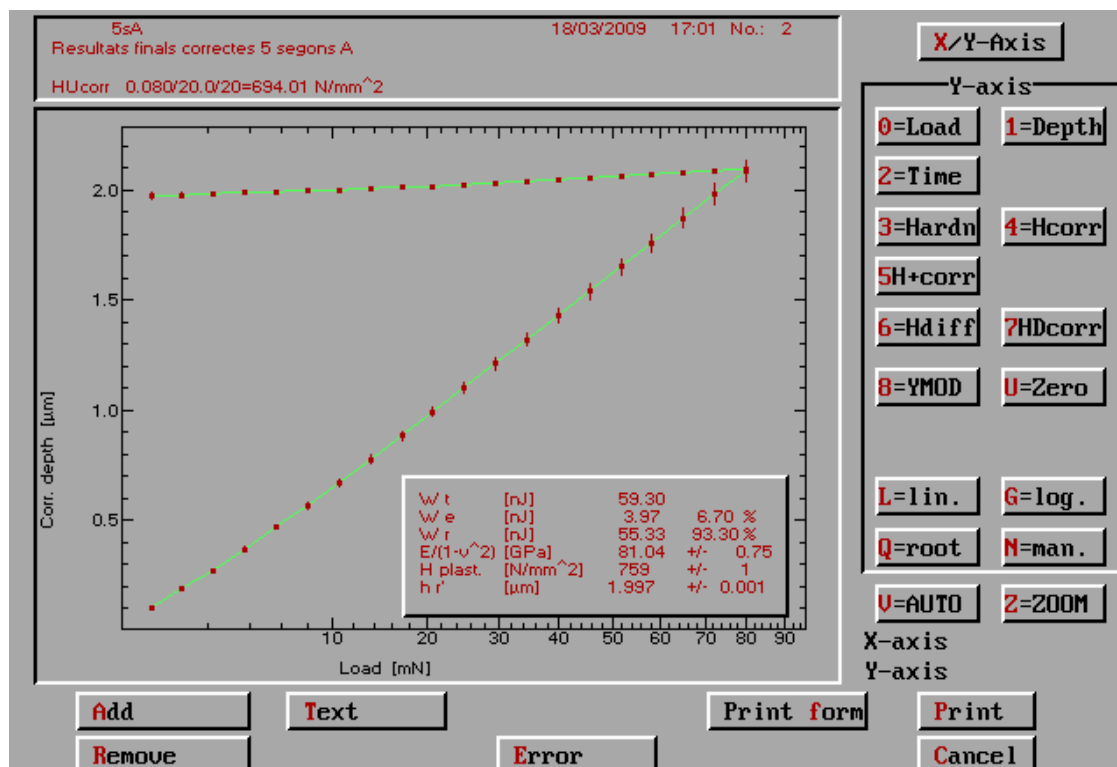


Figura 5.23. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona B

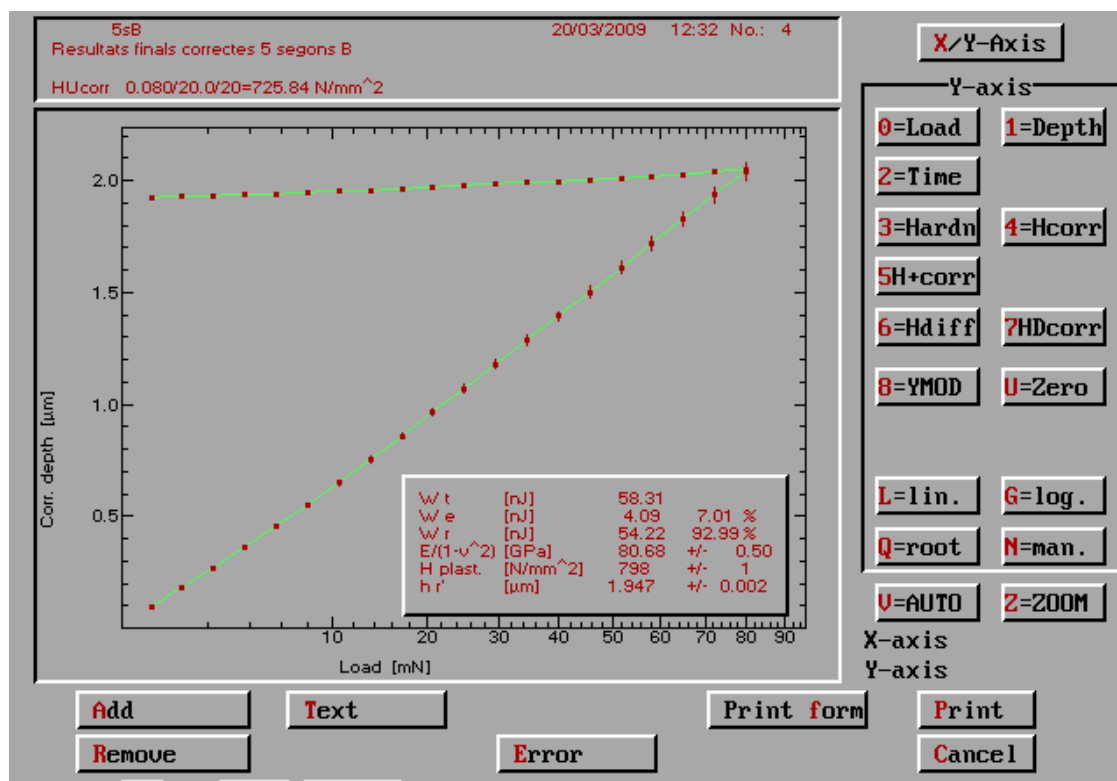


Figura 5.24. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona C

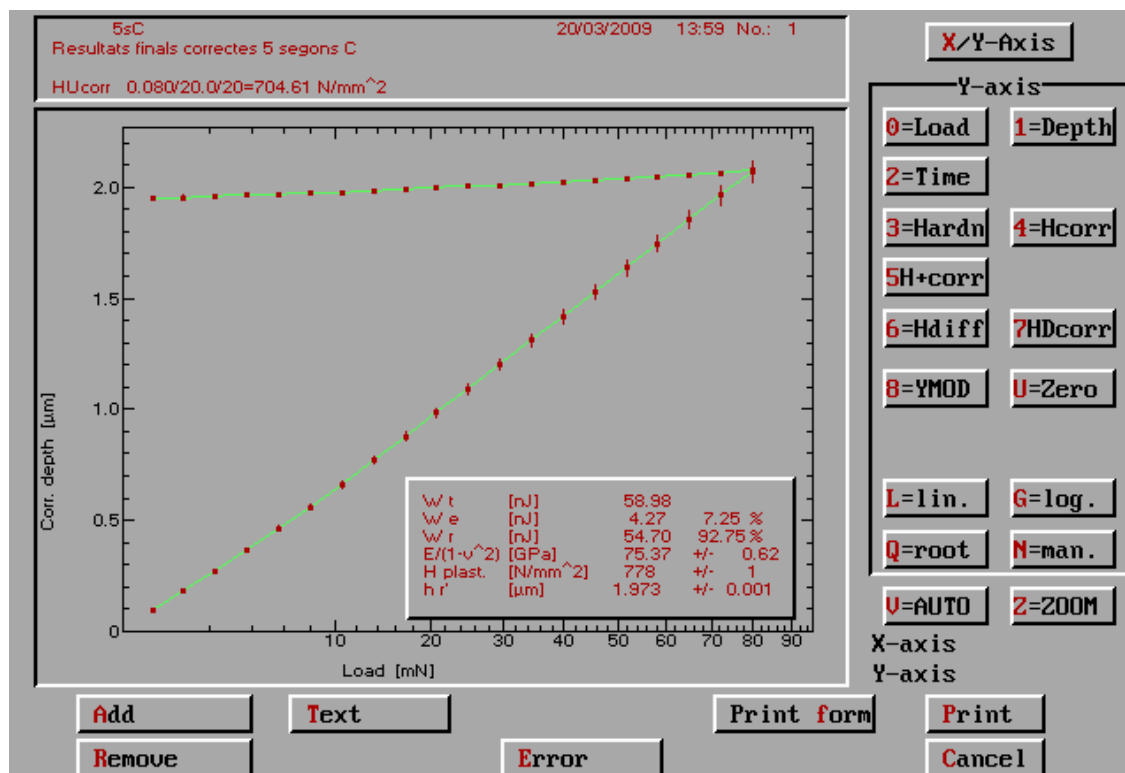


Figura 5.25. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona I de la mazarota

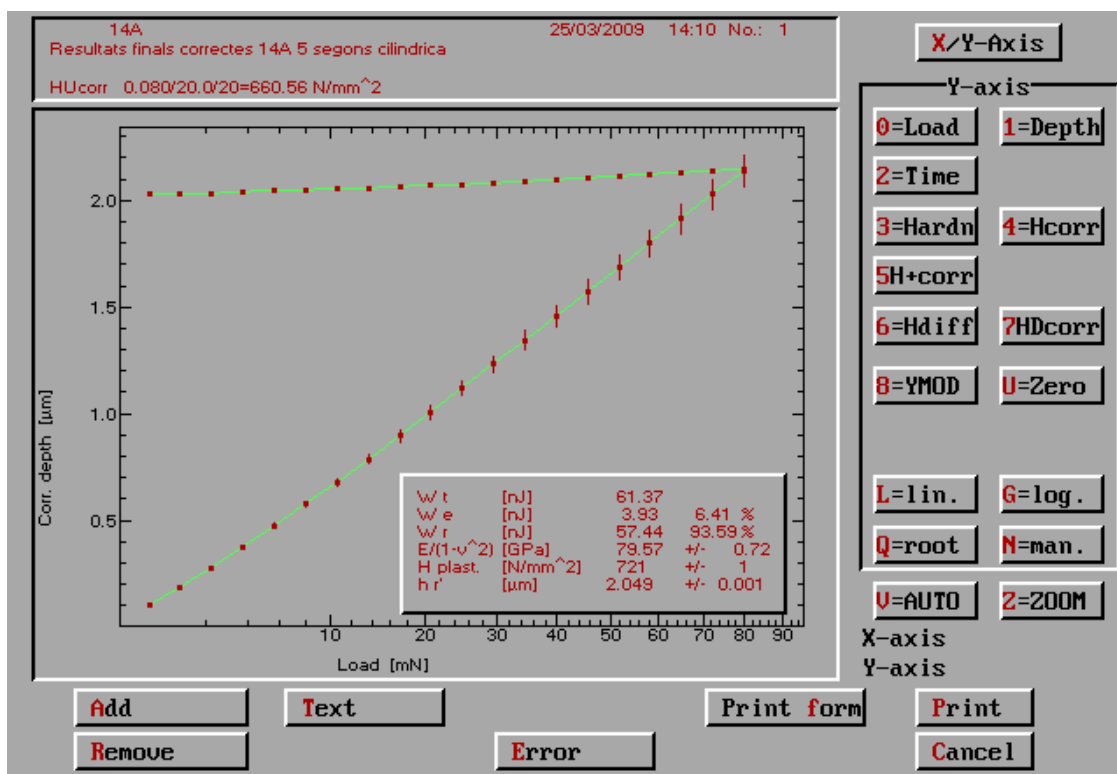


Figura 5.26. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona C de la mazarota

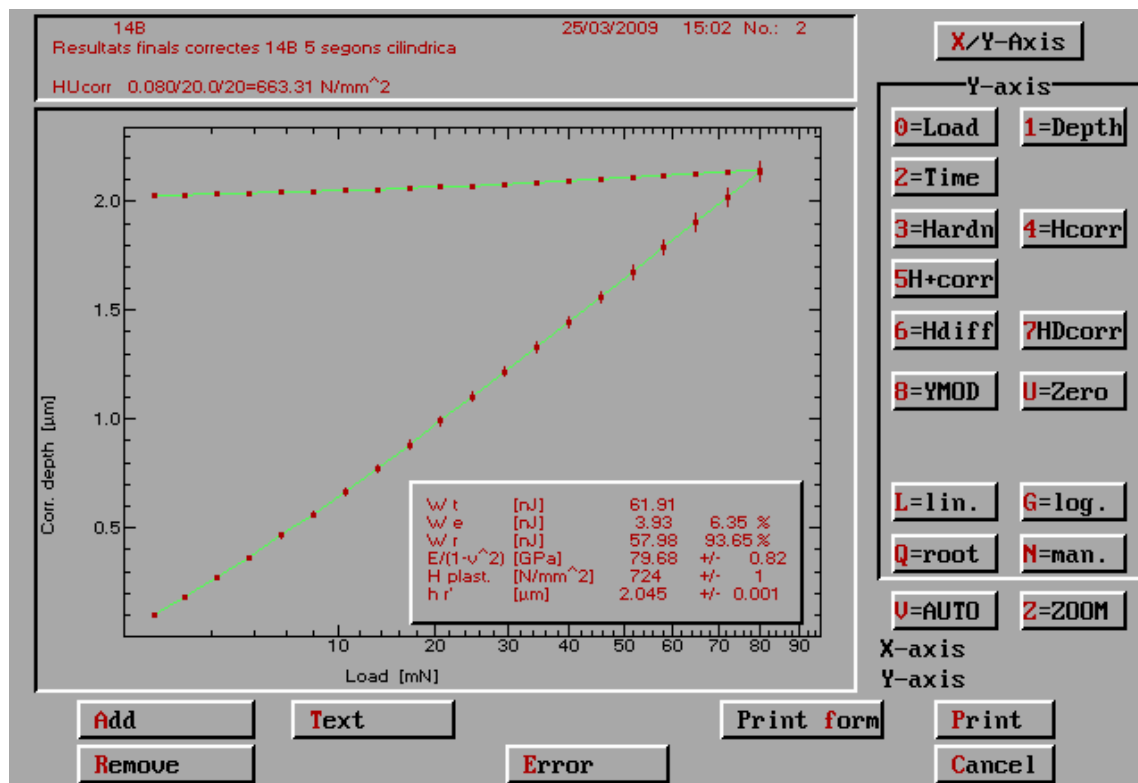


Figura 5.27. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona D de la mazarota

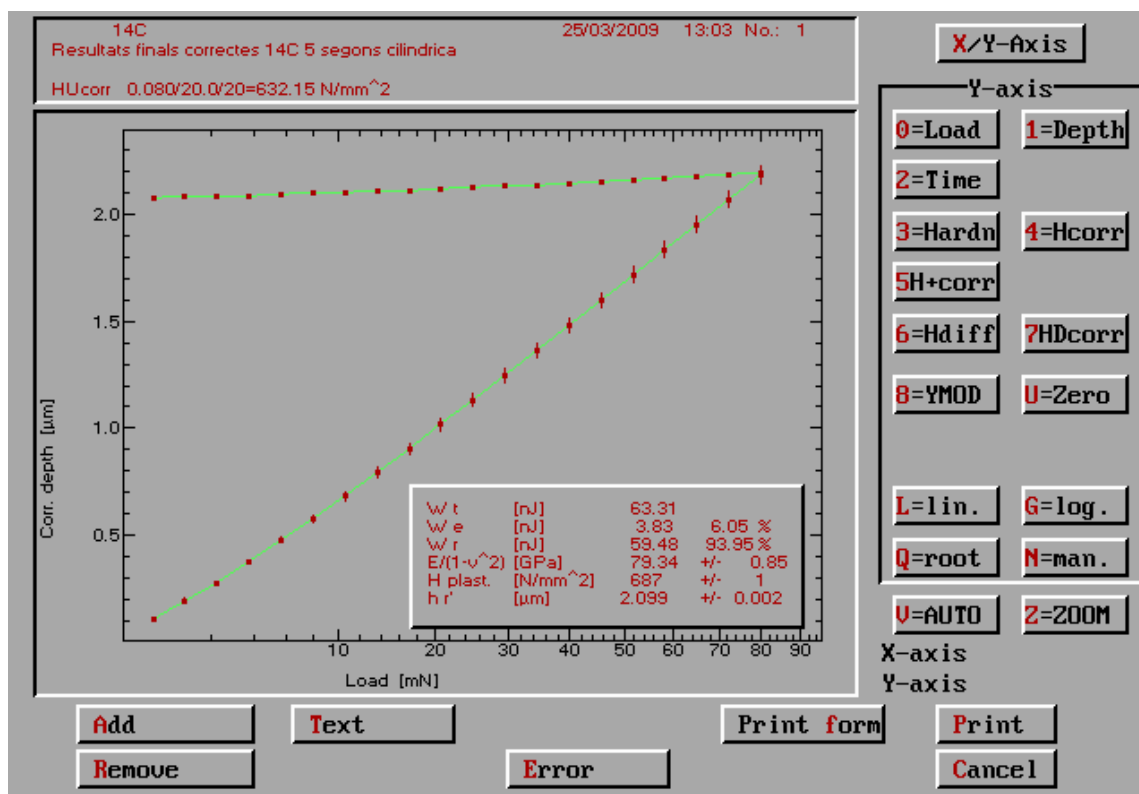


Figura 5.28. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°15 zona A

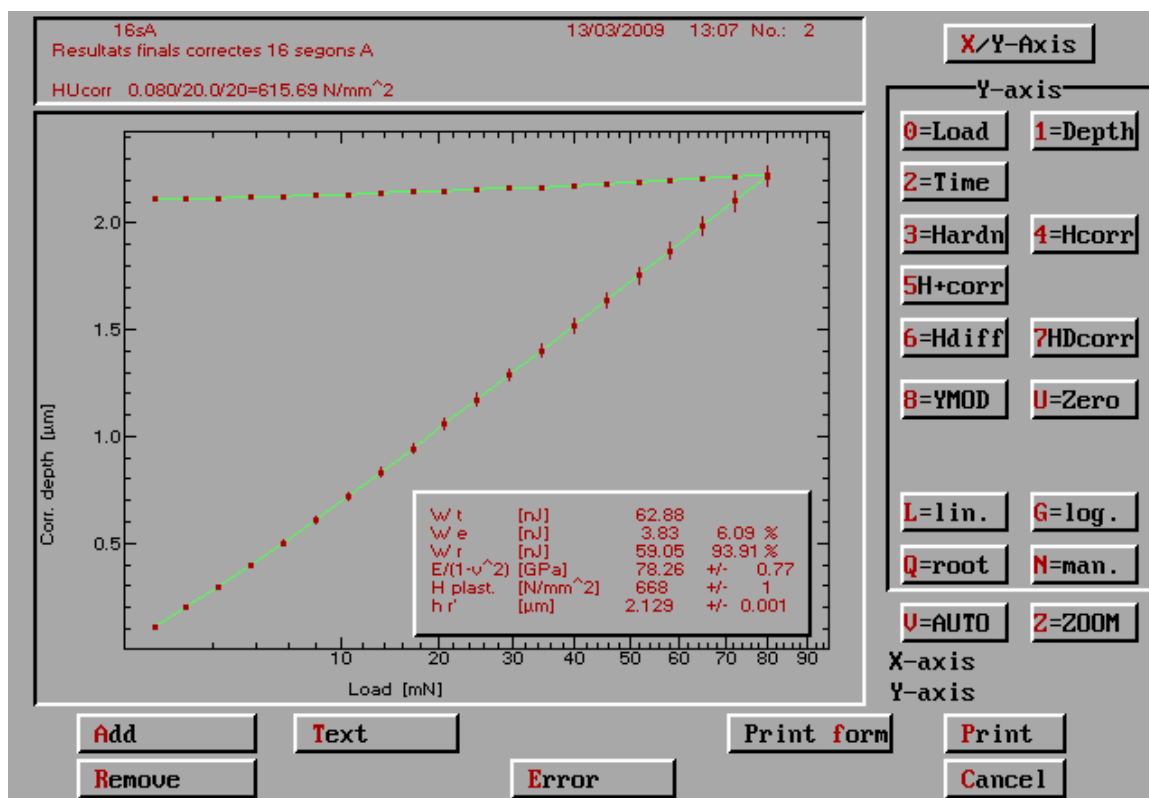


Figura 5.29. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°15 zona B

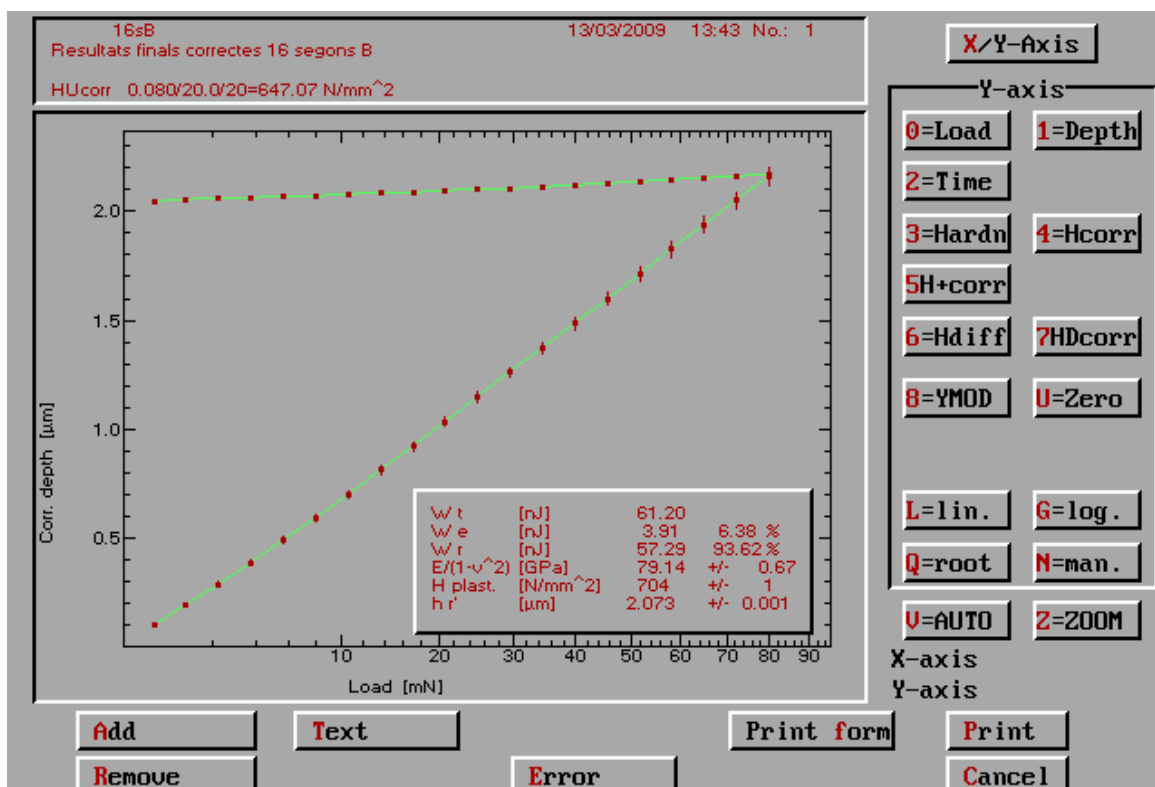
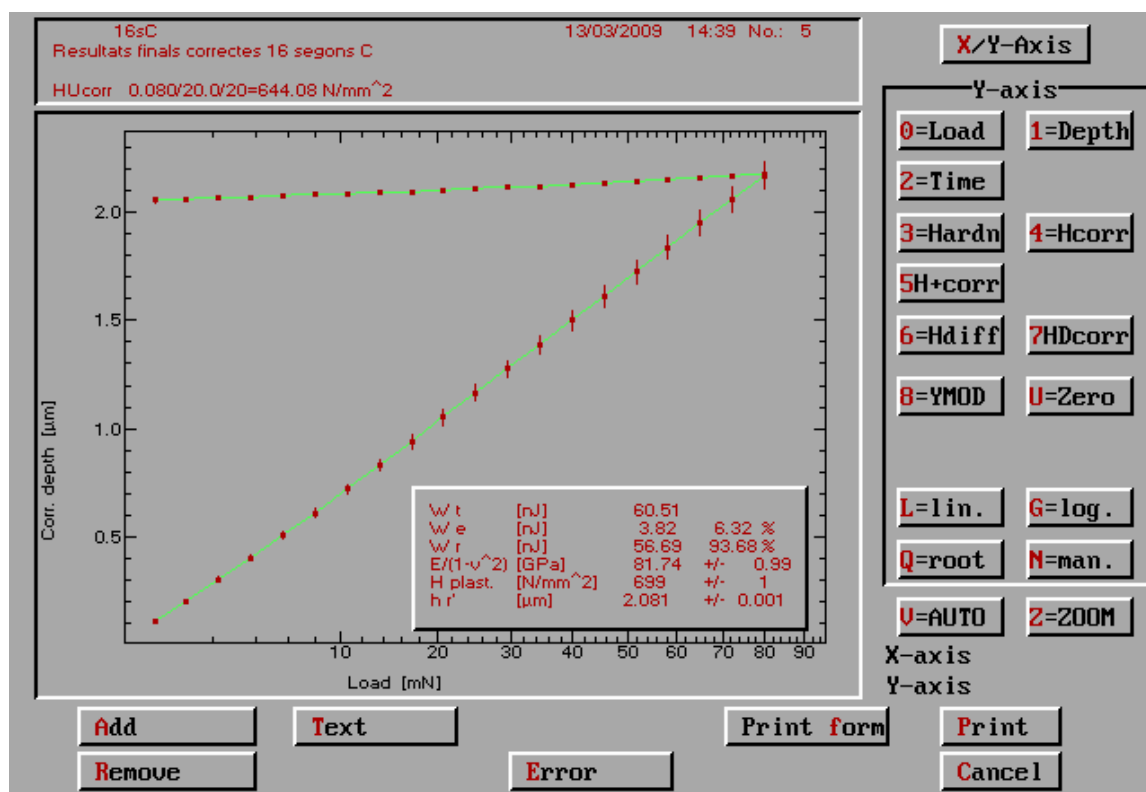


Figura 5.30. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°15 zona C



5.3. Microestructura

Figura 5.31. Microestructura del lingote N°8 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

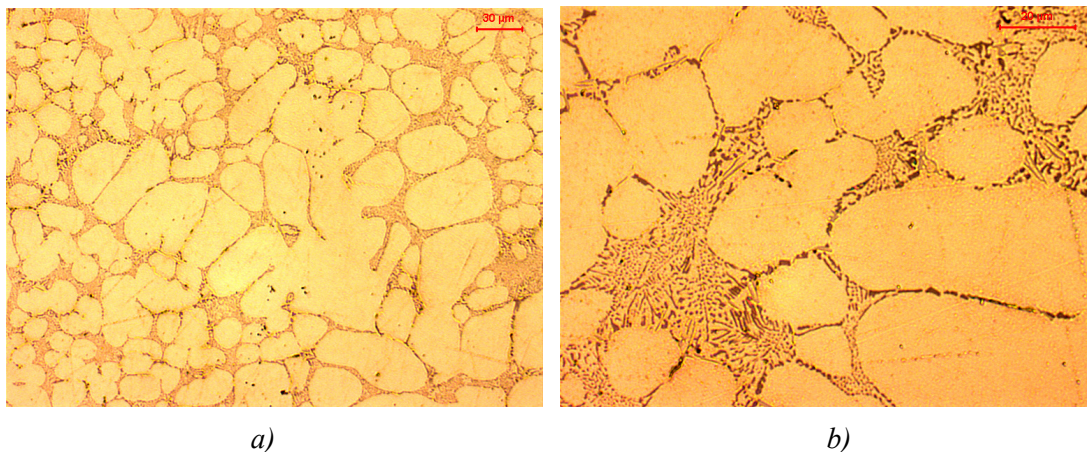


Figura 5.32. Microestructura del lingote N°8 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

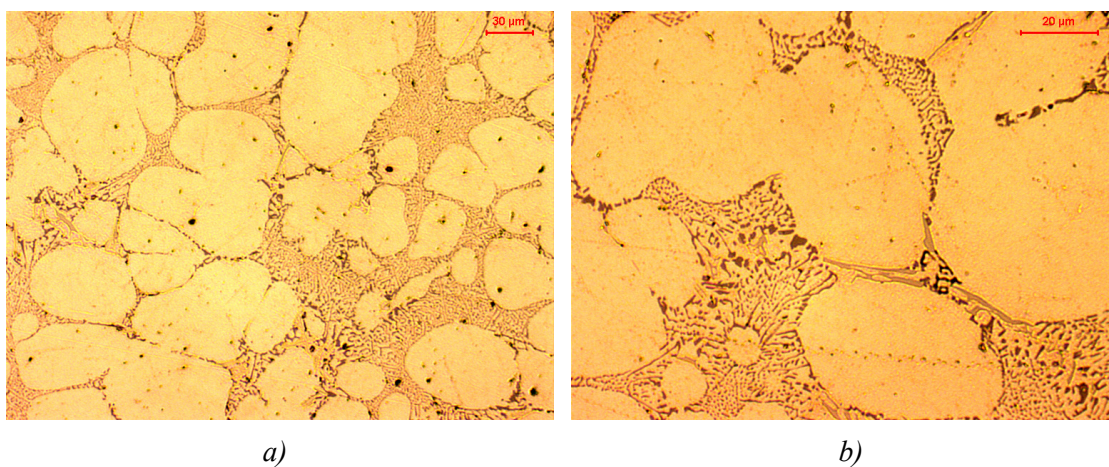


Figura 5.33. Microestructura del lingote N°8 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

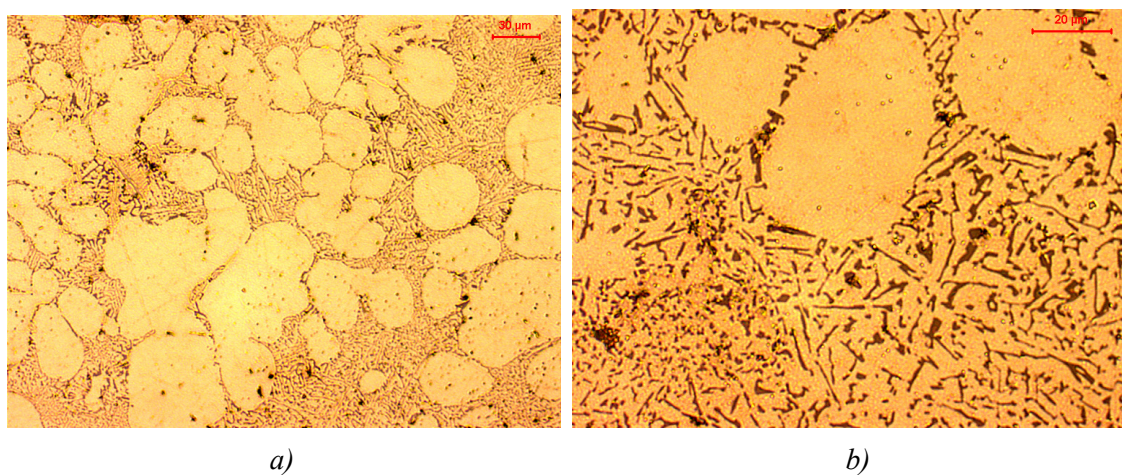


Figura 5.34. Microestructura del lingote N°8 zona I de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

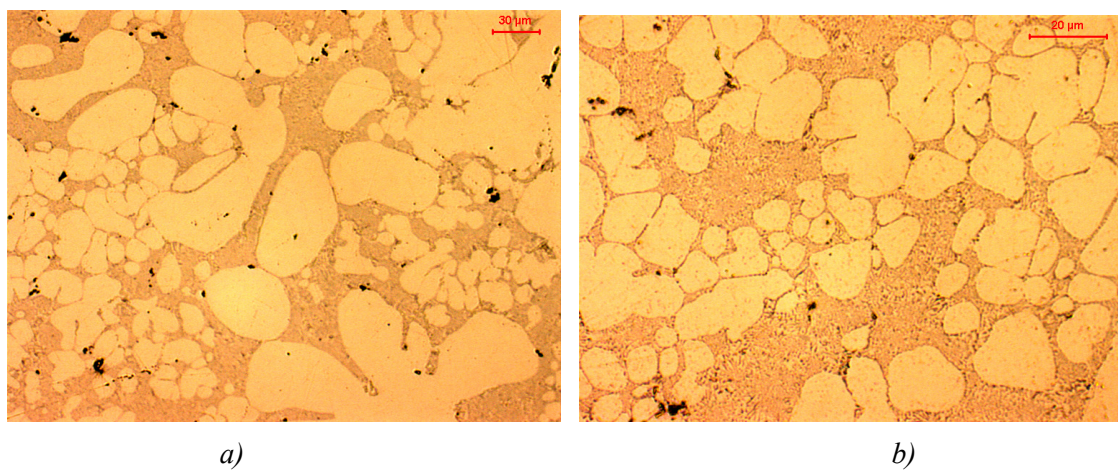


Figura 5.35. Microestructura del lingote N°8 zona C de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

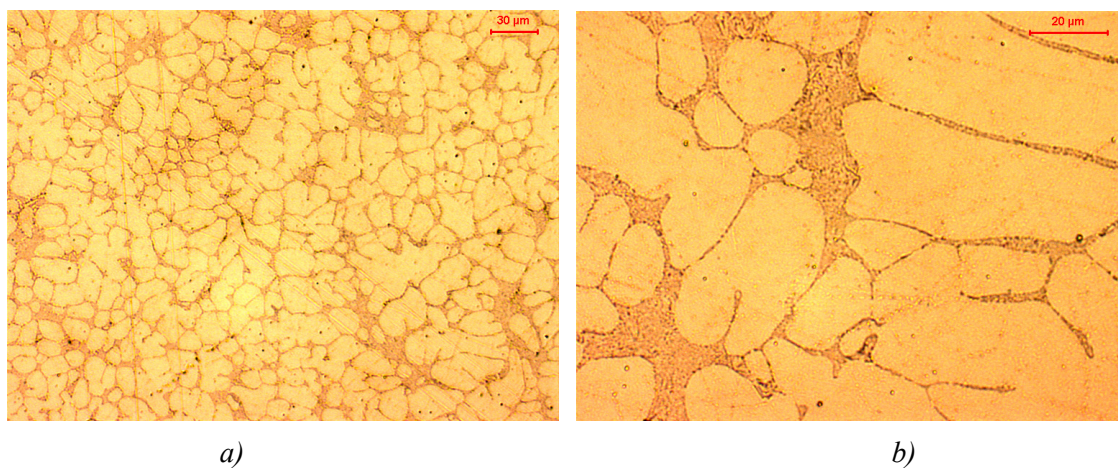


Figura 5.36. Microestructura del lingote N°8 zona D de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

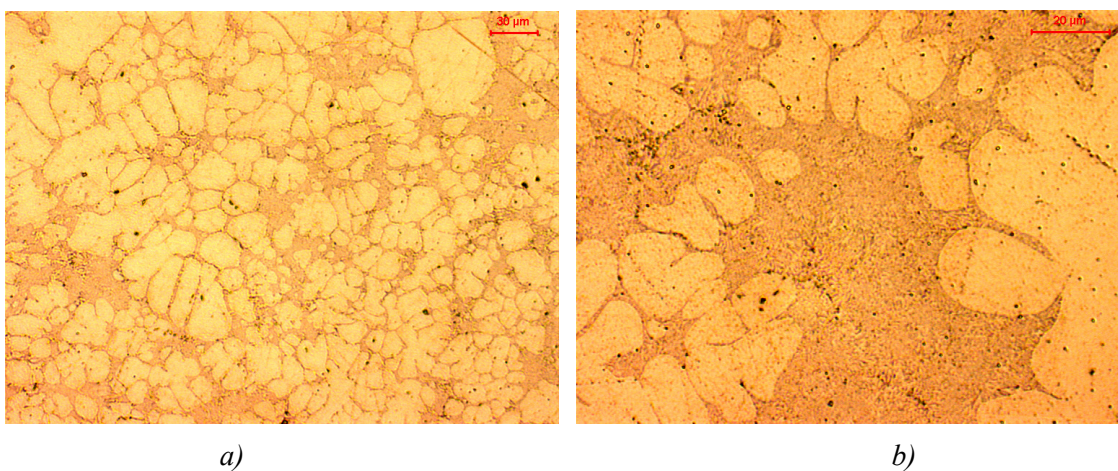


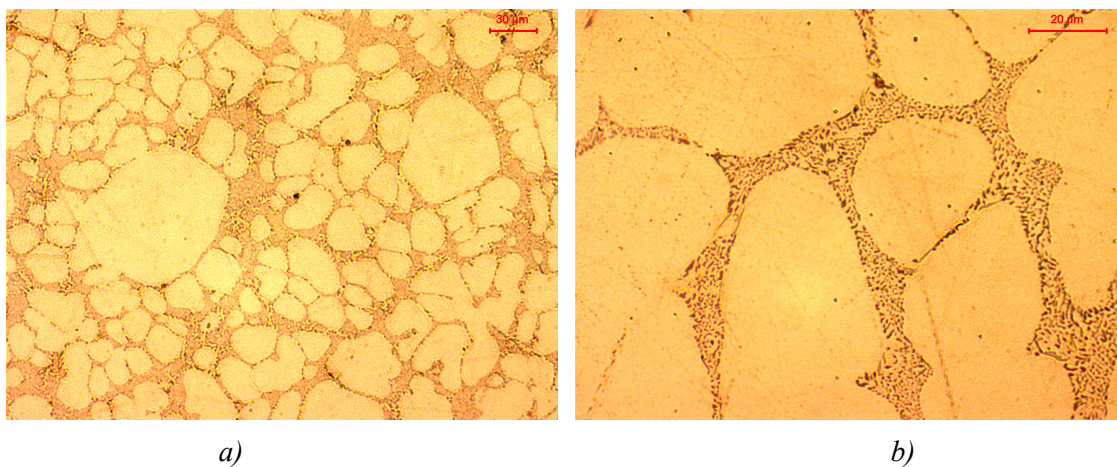
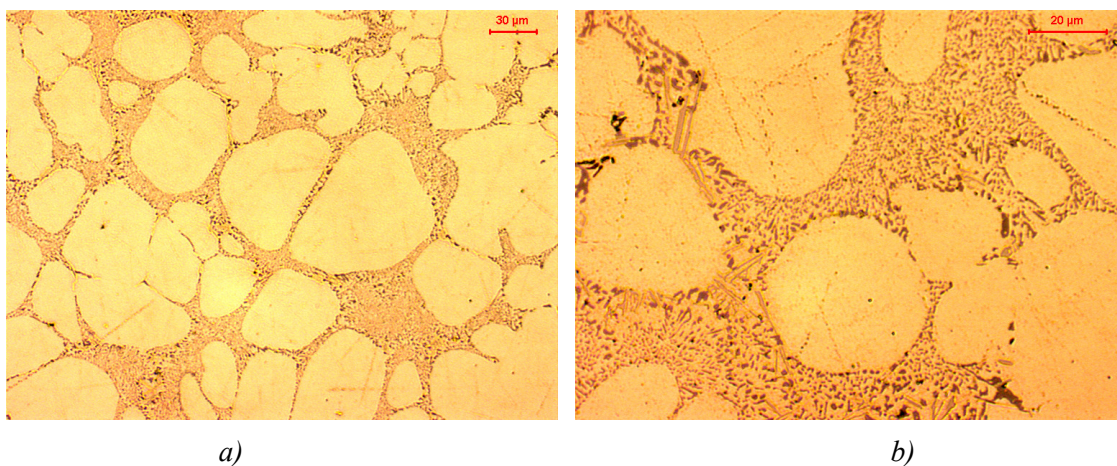
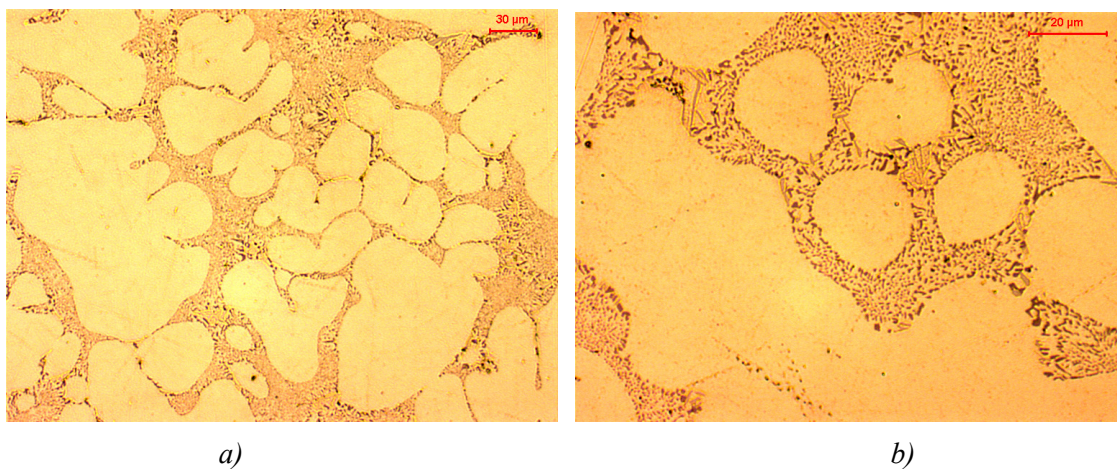
Figura 5.37. Microestructura del lingote N°9 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos**Figura 5.38. Microestructura del lingote N°9 zona B, a) 200 aumentos b) 400 aumentos****Figura 5.39. Microestructura del lingote N°9 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos**

Figura 5.40. Microestructura del lingote N°10 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

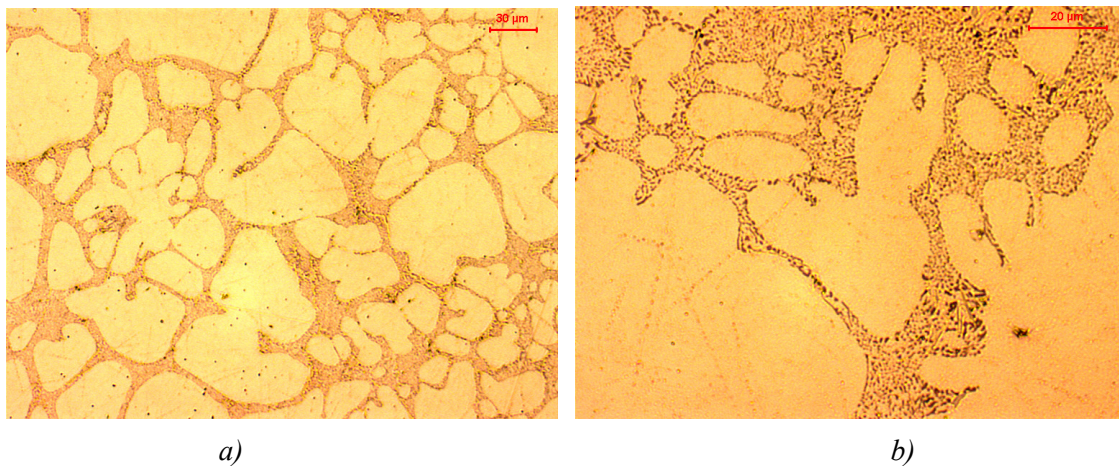


Figura 5.41. Microestructura del lingote N°10 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

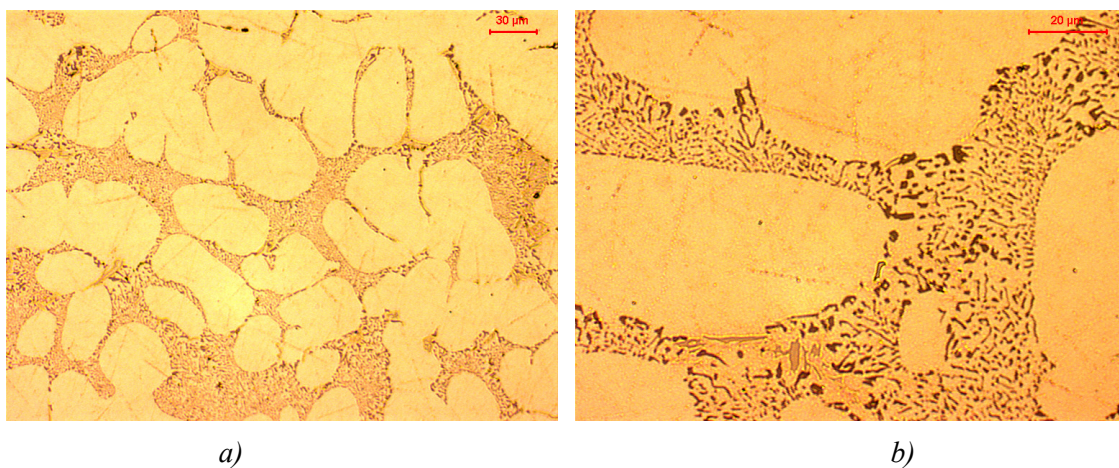


Figura 5.42. Microestructura del lingote N°10 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

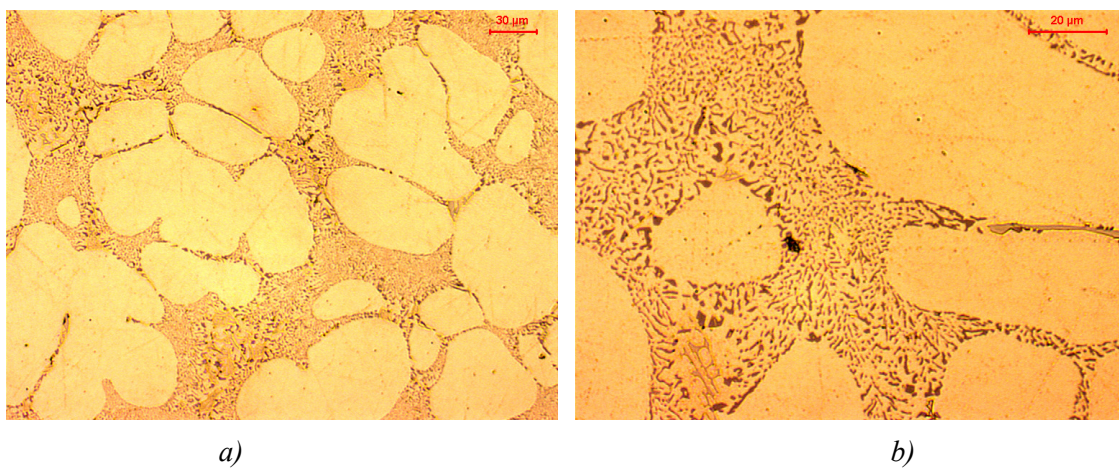


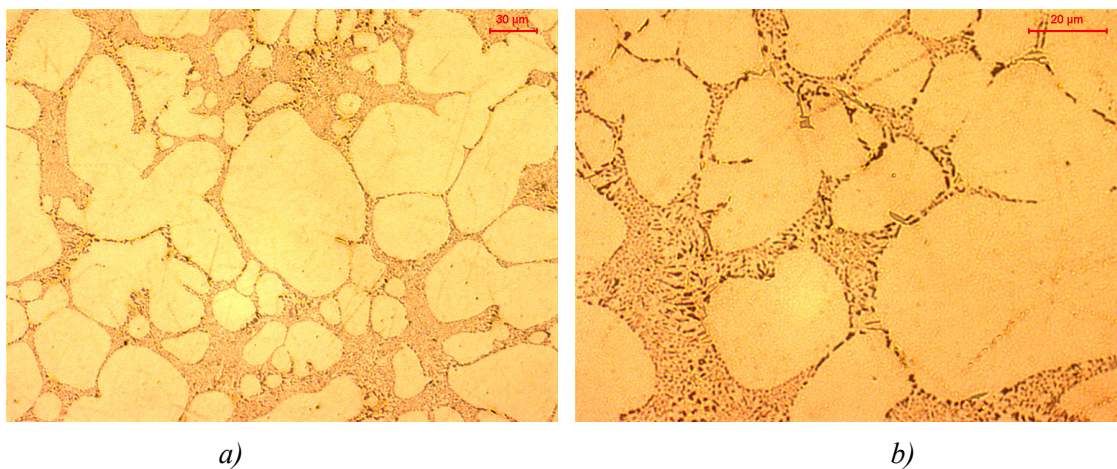
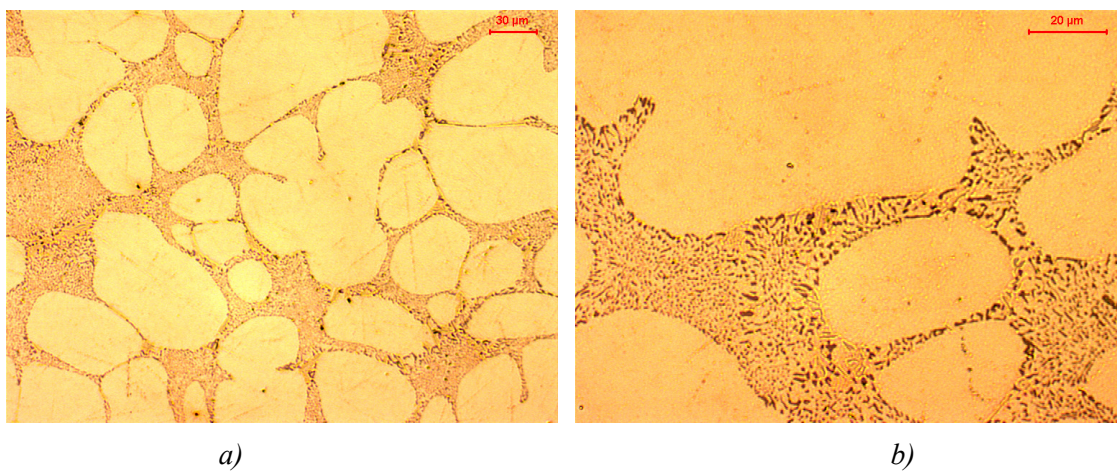
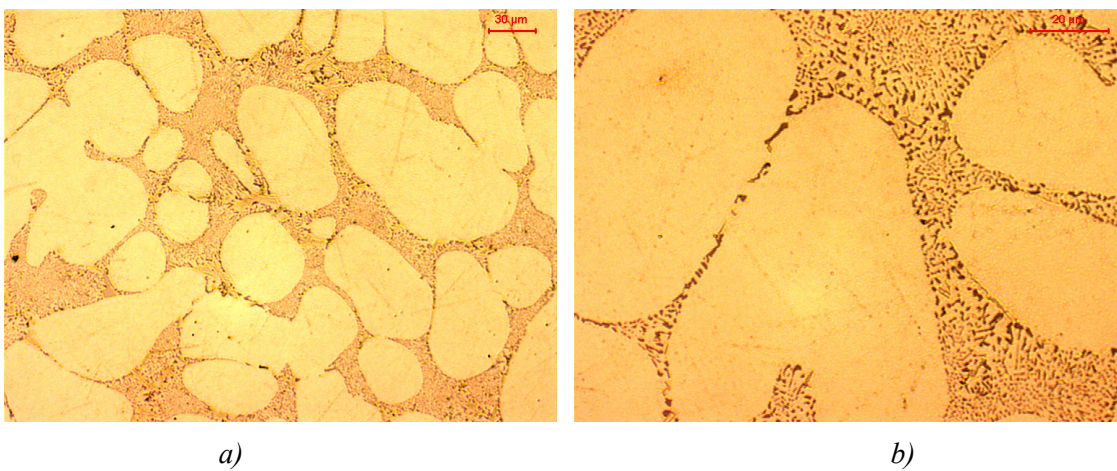
Figura 5.43. Microestructura del lingote N°11 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos**Figura 5.44. Microestructura del lingote N°11 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos****Figura 5.45. Microestructura del lingote N°11 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos**

Figura 5.46. Microestructura del lingote N°12 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

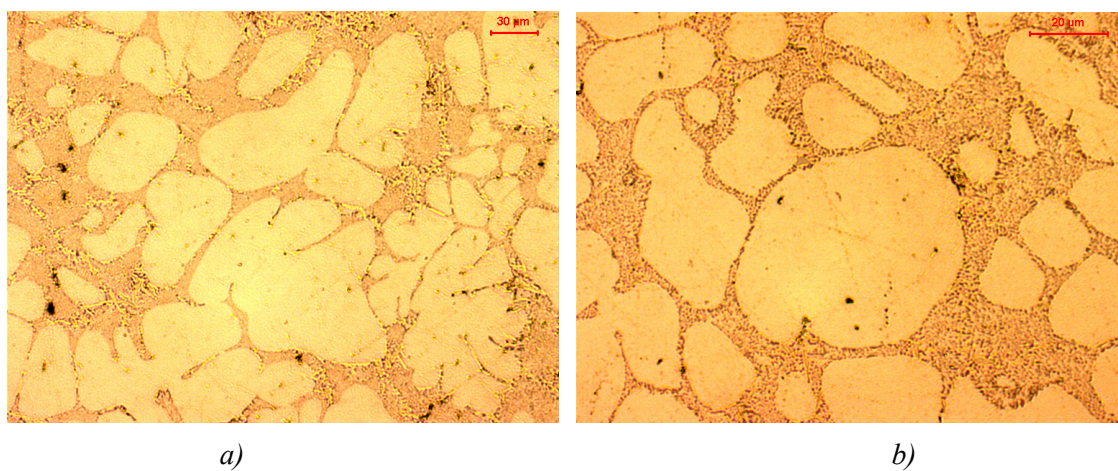


Figura 5.47. Microestructura del lingote N°12 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

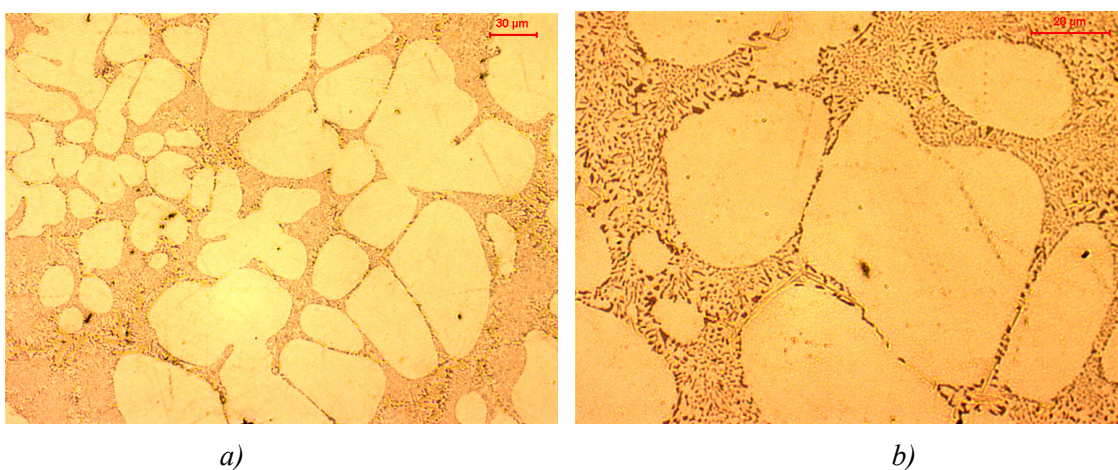


Figura 5.48. Microestructura del lingote N°12 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

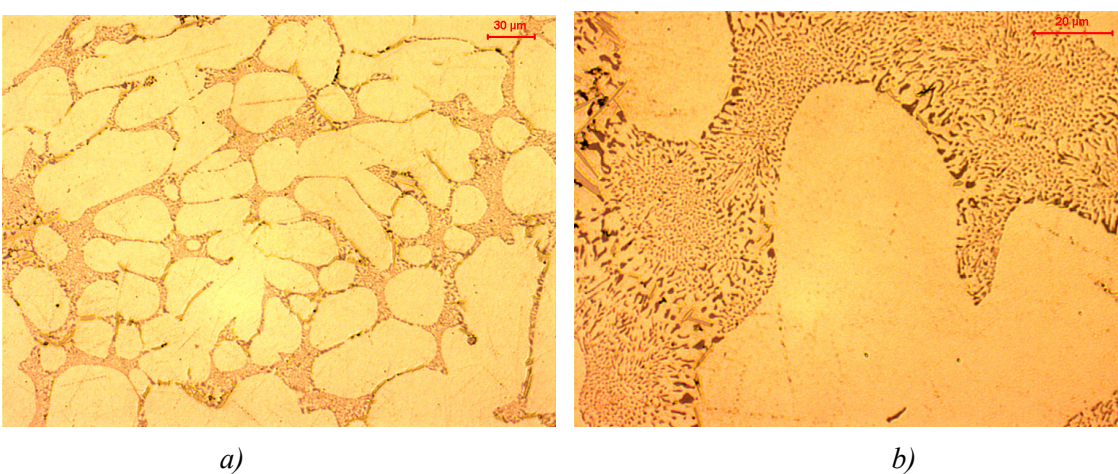


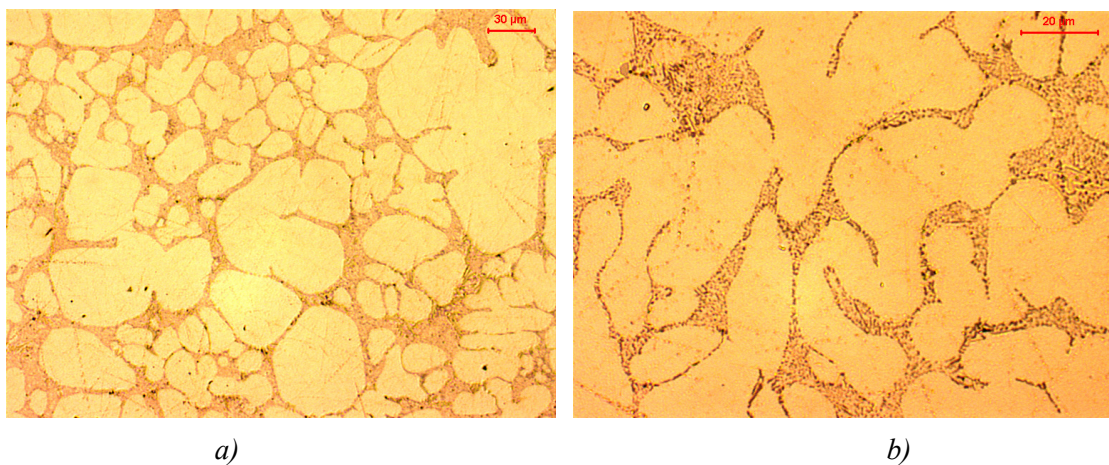
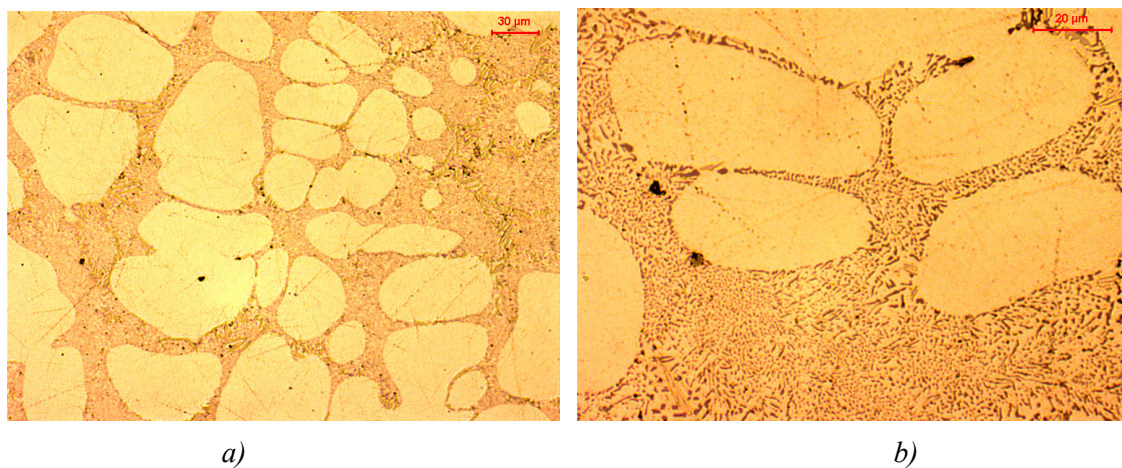
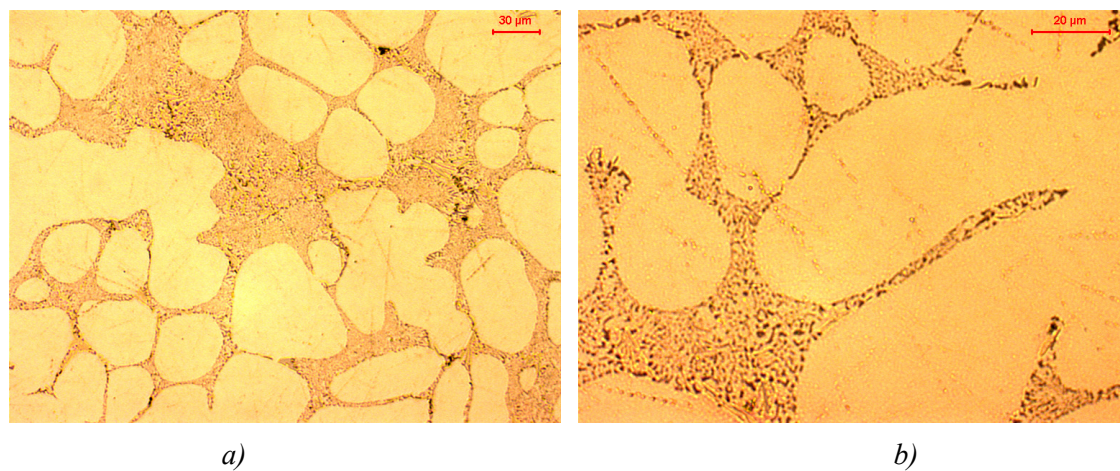
Figura 5.49. Microestructura del lingote N°13 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos**Figura 5.50. Microestructura del lingote N°13 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos****Figura 5.51. Microestructura del lingote N°13 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos**

Figura 5.52. Microestructura del lingote N°14 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

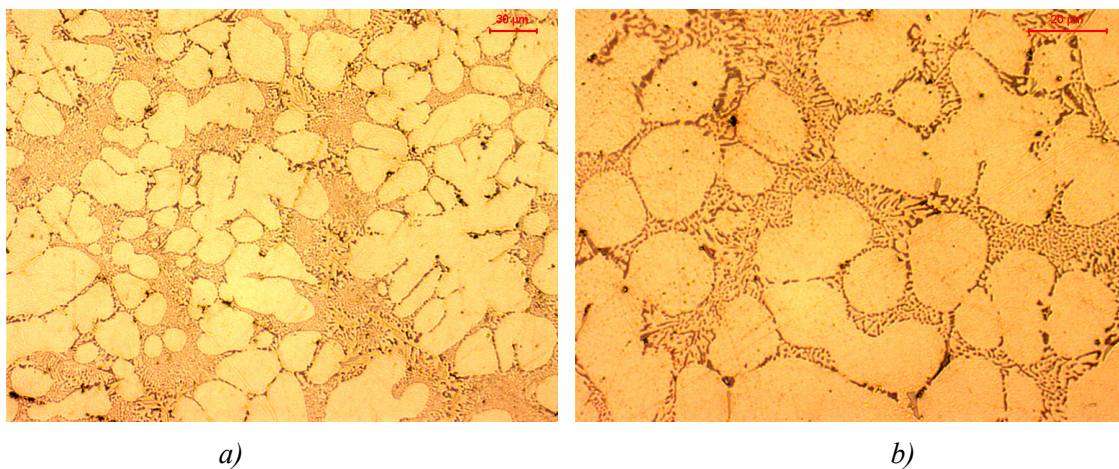


Figura 5.53. Microestructura del lingote N°14 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

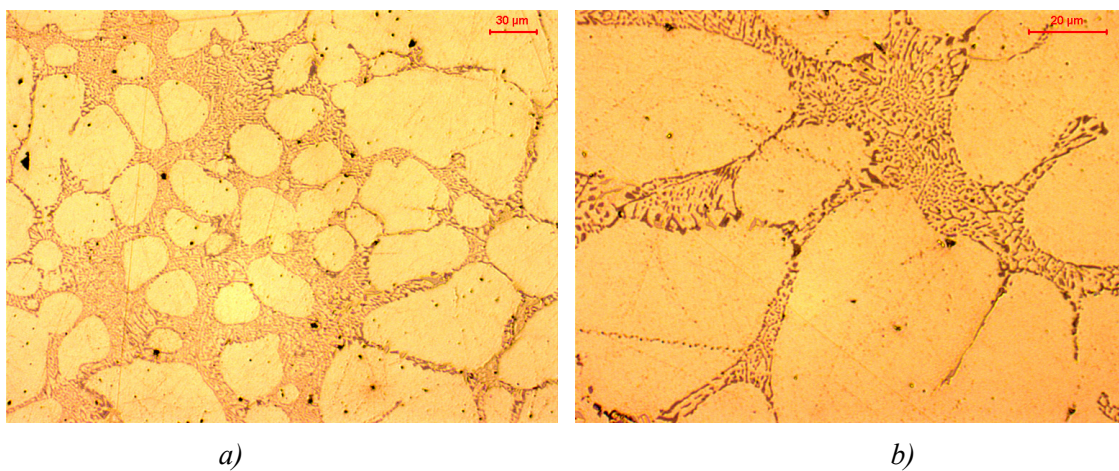


Figura 5.54. Microestructura del lingote N°14 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

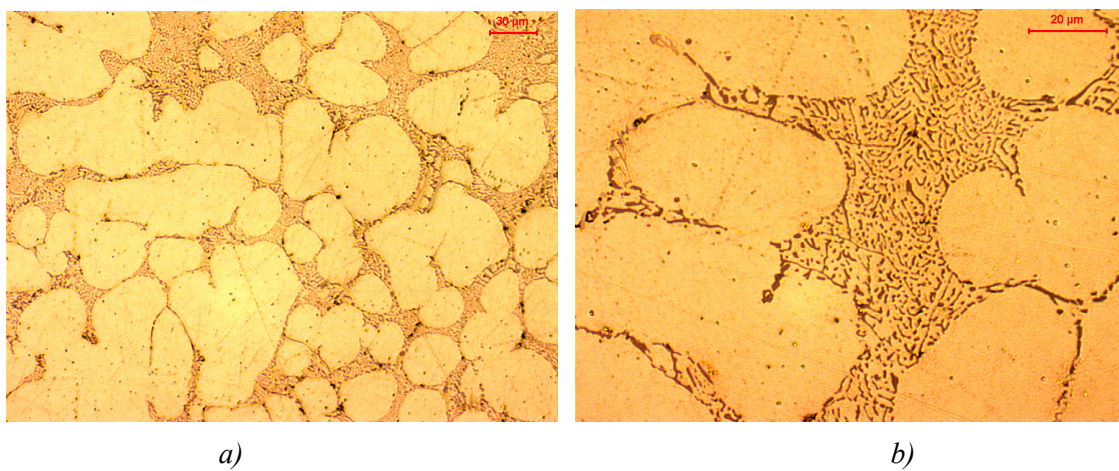


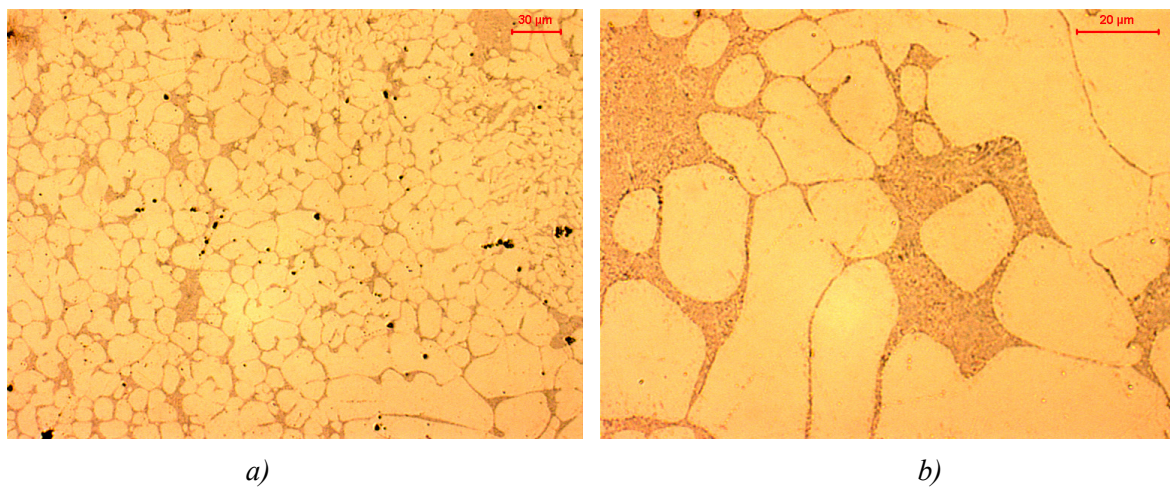
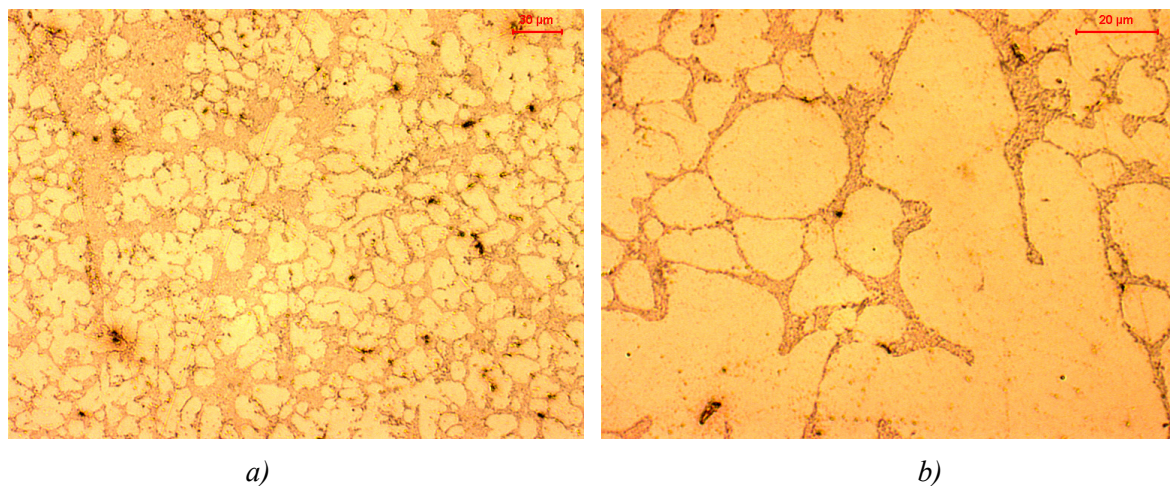
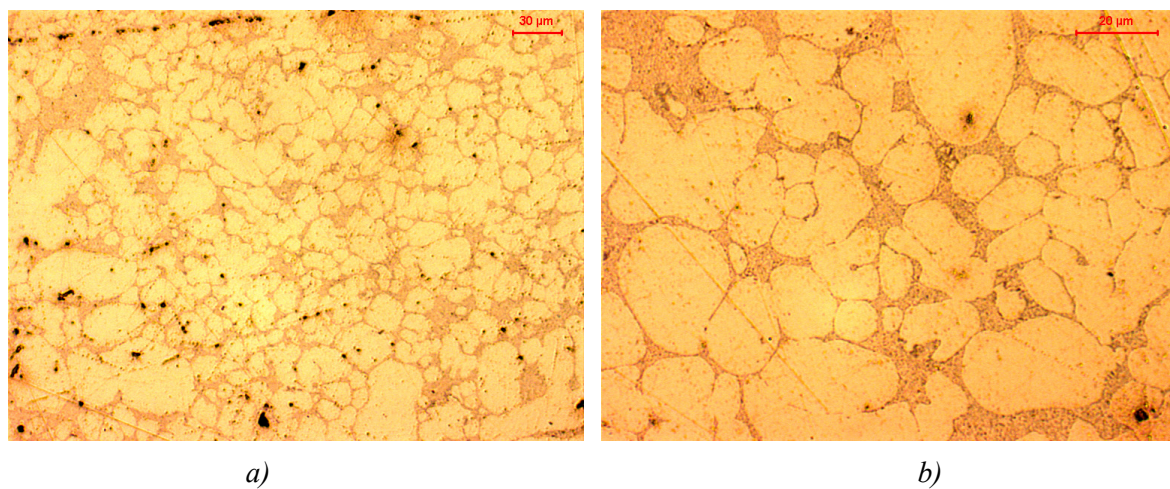
Figura 5.55. Microestructura del lingote N°14 zona I de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos**Figura 5.56. Microestructura del lingote N°14 zona C de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos****Figura 5.57. Microestructura del lingote N°14 zona D de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos**

Figura 5.58. Microestructura del lingote N°15 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

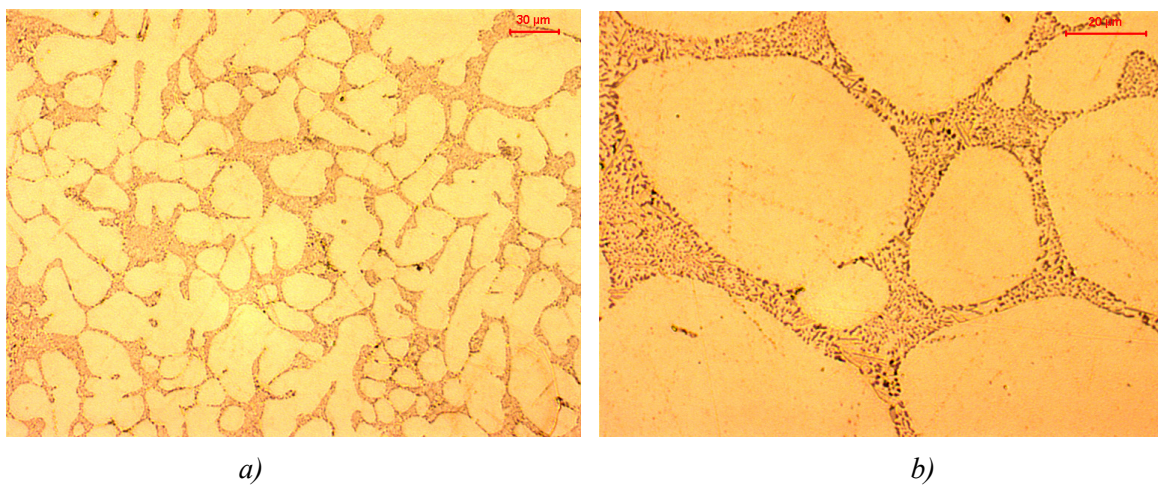


Figura 5.59. Microestructura del lingote N°15 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos

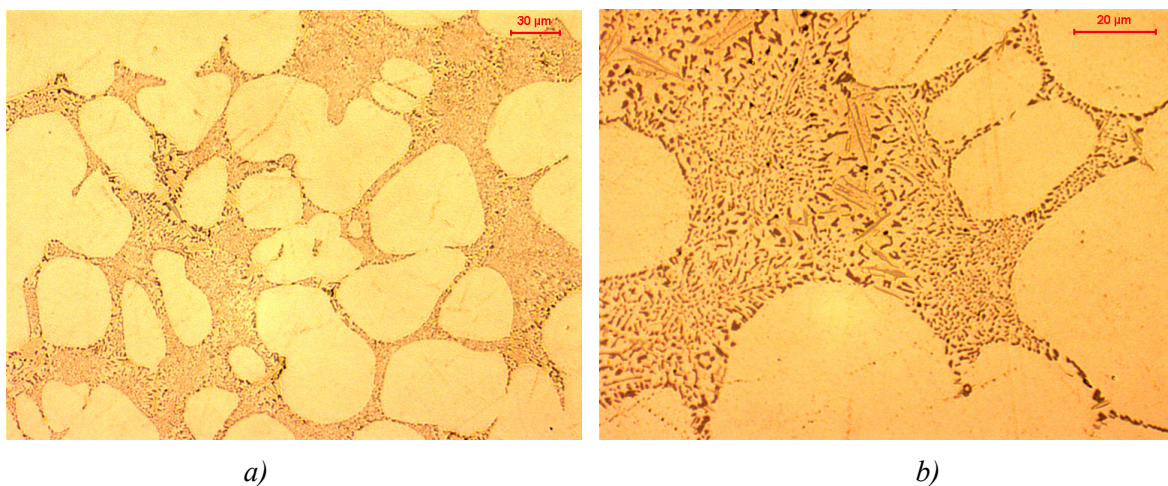
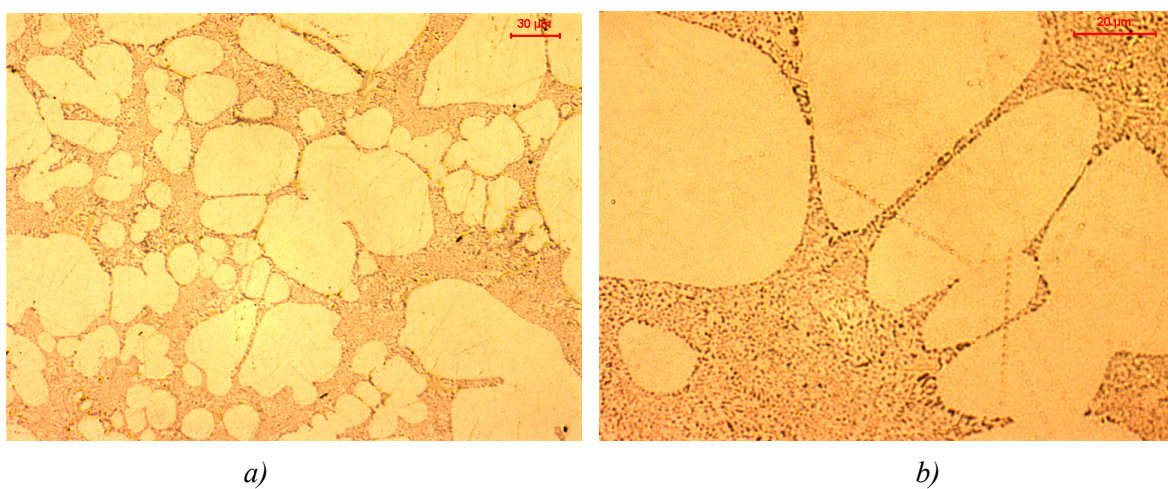


Figura 5.60. Microestructura del lingote N°15 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos



6. Discusión de Resultados




En este capítulo se explican los resultados obtenidos en los ensayos de Dureza Brinell, Ultramicrodurezas y las características de la microestructura de las probetas analizadas.

Ensayo de Dureza Brinell:

Tabla 6.1. Resultados del ensayo de Dureza Brinell

Lingote N°	8	9	10	11	12	13	14	15	Mín.	Máx.
Dureza Punto 1	64	60	63	59	63	63	62	59	59	64
Dureza Punto 2	65	59	62	62	65	64	64	61	59	65
Dureza Punto 3	66	58	63	63	65	64	64	62	58	66
Dureza Punto 4	65	58	63	63	65	63	62	65	58	65
Dureza Punto 5	64	62	62	65	65	65	64	62	62	65
Dureza Punto 6	65	62	63	63	66	63	*	63	62	66
Dureza Punto 7	*	61	64	64	65	64	*	63	61	65
Dureza Punto 8	65	63	65	64	65	61	*	60	60	65
Dureza Punto 9	66	61	64	65	64	63	63	59	59	66
Dureza Punto 10	63	63	66	61	66	63	64	**	61	66
Dureza Punto 11	65	63	64	63	65	63	65	**	63	65
Dureza Punto 12	64	**	61	**	**	**	63	**	61	64
Dureza Punto 13	60	**	**	**	**	**	60	**	60	60

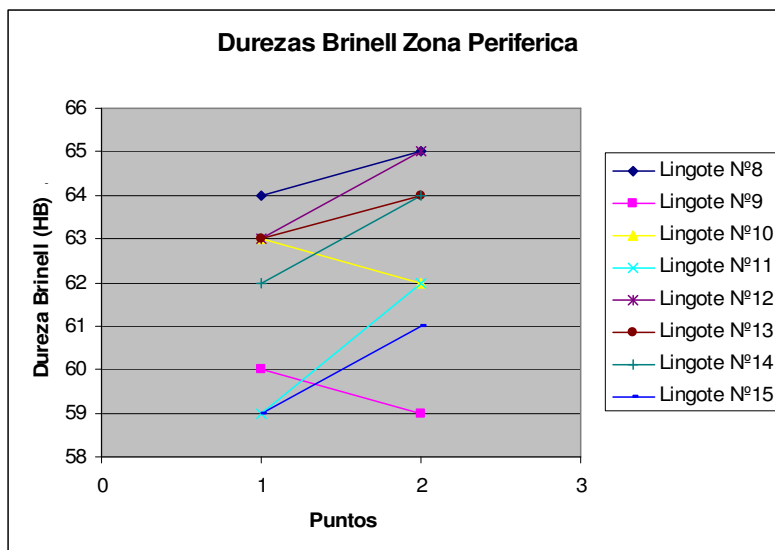
*Valores no representados en la gráfica 6.3. **Valores no obtenidos por falta de material

 Zona Periférica
  Zona Intermedia
  Zona Central

La existencia de medidas con valor (*) es debida a que el valor de dureza obtenido esta por debajo del valor mínimo que mide el durómetro, estos valores anormalmente bajos son debidos probablemente a la existencia de micro rechupes justo por debajo de la superficie ensayada. De no ser cierta esta hipótesis esta disminución de dureza seria progresiva en los puntos adyacentes a este.

Los valores de Dureza Brinell obtenidos se analizan por tres zonas: zona periférica, zona intermedia y zona central. A cada zona se le ha asignado unos puntos, en función del número de indentaciones realizadas a cada lingote, teniendo en cuenta que la distancia entre punto y punto es de 0,5cm.

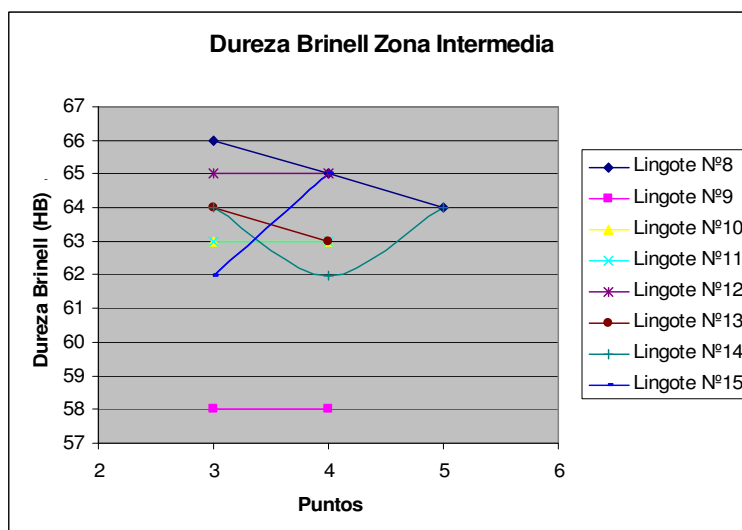
Gráfica 6.1. Dureza Brinell en la zona periférica de los lingotes



La tendencia general es que aumenta la dureza en el punto 2 respecto al 1 en todos los lingotes excepto en el lingote 9 y 10 en los que se observa una disminución de la misma. El valor de dureza más elevado del punto 1 se obtiene para el lingote nº 8, que corresponde a un tiempo de enfriamiento de 9 segundos siendo el valor de dureza de 64 HB, a su vez el valor más bajo de esta zona se da para los lingotes nº 11 y 15 siendo este de 59 HB.

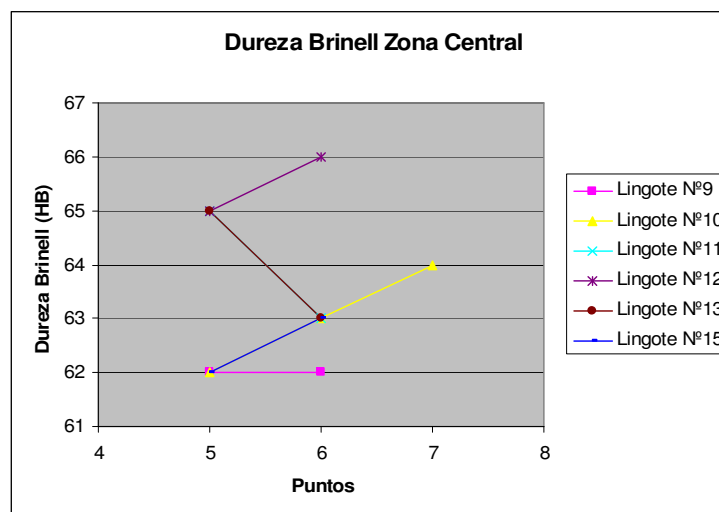
Como se puede observar en la zona periférica de los lingotes se obtienen los valores de dureza más elevados y constantes en los lingotes 8, 10, 12, 13 y 14.

Gráfica 6.2. Dureza Brinell en la zona intermedia de los lingotes



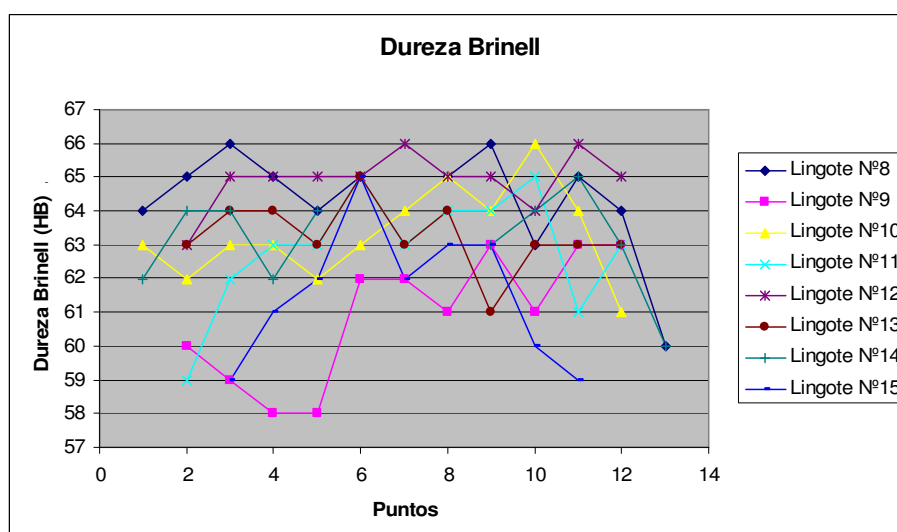
Tal y como se observa en la zona periférica existen una tendencia en los puntos 3 y 4 siendo esta de más a menos, los valores de dureza en la zona 3 son superiores que en la zona 4. Dándose el máximo de dureza de la zona 3 para el lingote nº 8 y el mínimo en el lingote 9. El lingote nº15 no sigue dicha tendencia. Los valores dureza más bajos de esta zona se dan para el lingote nº9.

Gráfica 6.3. Dureza Brinell en la zona central de los lingotes



Como sucedía en las otras dos zonas estudiadas se observa cierta tendencia de la dureza que va de menos a más, el valor más alto de durezas de la zona 5 se da para los lingotes nº 11,12 y 13 siendo su valor de 65 HB y el mínimo para los lingotes nº 9, 10 y 15 siendo su valor de 62 HB. Los lingotes 11 y 13 tienen una tendencia inversa al resto.

Gráfica 6.4. Dureza Brinell de todos los puntos de los lingotes



Una vez analizadas las gráficas separadas por zonas, en la gráfica X4, se muestran todos los valores de dureza Brinell de todos los puntos de los lingotes. Se puede observar que los lingotes 8 y 14 tienen valores de dureza en algunos puntos inferiores al valor mínimo de medición del durómetro, posiblemente se deba a porosidad interna del material o a micro rechupes. Concretamente estos lingotes tienen los tiempos de enfriamiento más bajos 9 y 5 segundos respectivamente, esto puede hacer que la estructura de estos dos lingotes al no tener el tiempo suficiente de enfriamiento sea dendrítica y no globular. Los lingotes número 9, 11 y 15, con tiempos de enfriamiento de 11, 13 y 16 segundos respectivamente son los lingotes con durezas más bajas y variables.

Del gráfico general se extrae que se trata de un material muy heterogéneo con diferencia de dureza en las diferentes zonas estudiadas, de los resultados parciales de las zonas estudiadas se podía extraer que se observaban ciertas tendencias pero cuando se observa el gráfico general esto queda desmentido para el conjunto del material, y para cada uno de los lingotes. El lingote con la mayor dureza y con valores muy constantes en todas sus zonas, es el lingote número 12, con un tiempo de enfriamiento de 14 segundos. La dureza entre las diferentes zonas a estudio está entre 66 y 63 HB. Así pues se trata del lingote más homogéneo.

Para el análisis de resultados del ensayo de ultramicrodurezas, los valores a analizar para determinar cual de los lingotes tiene las mejores propiedades, son la dureza universal corregida y la dureza plástica.

Ensayo de Ultramicrodurezas:

Tabla 6.2. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza

		HU _{COR} [N/mm ²]	H _{PLAS} [N/mm ²]
Lingote N°8	Zona A	733	806
	Zona B	744	820
	Zona C	741	818
Lingote N°9	Zona A	653	710
	Zona B	662	722
	Zona C	653	712
Lingote N°10	Zona A	661	721
	Zona B	648	706
	Zona C	664	689

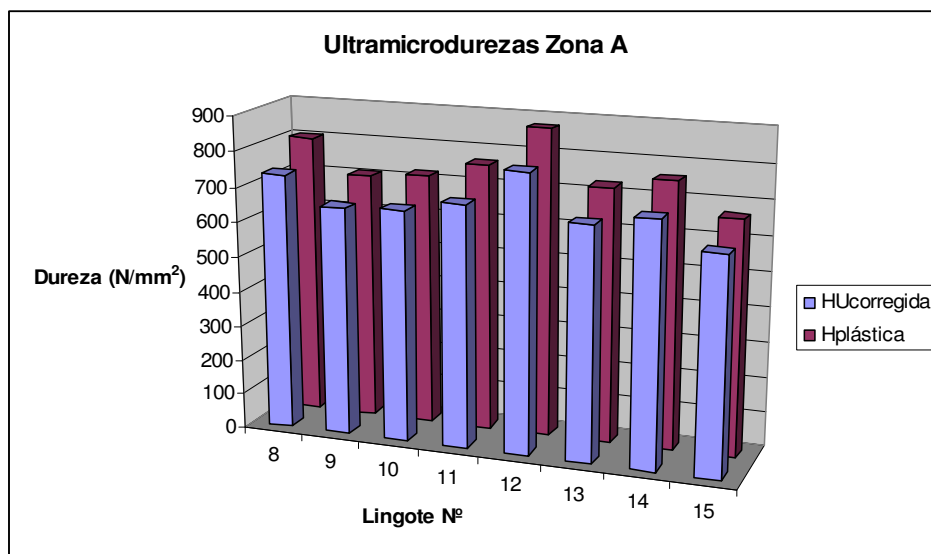
		H_{UCOR} [N/mm²]	H_{PLAS} [N/mm²]
Lingote N°11	Zona A	691	765
	Zona B	655	715
	Zona C	659	719
Lingote N°12	Zona A	792	877
	Zona B	687	752
	Zona C	686	749
Lingote N°13	Zona A	665	727
	Zona B	653	711
	Zona C	672	733
Lingote N°14	Zona A	694	759
	Zona B	726	798
	Zona C	705	778
Lingote N°15	Zona A	616	668
	Zona B	647	704
	Zona C	644	699

También se han analizado diferentes zonas de las mazarotas de los lingotes número 8 y 14.

Tabla 6.3. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza

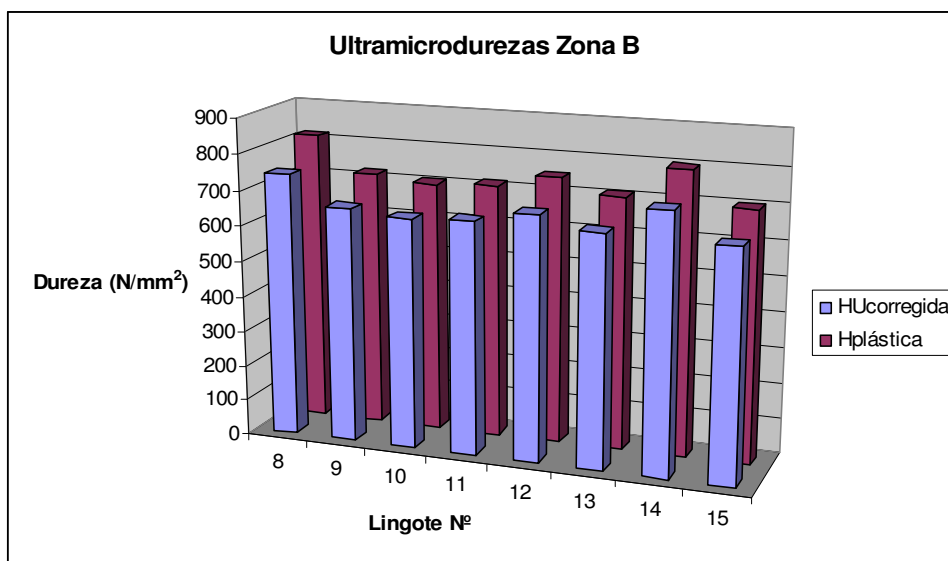
		H_{UCOR} [N/mm²]	H_{PLAS} [N/mm²]
Lingote N°8	Zona I mazarota	611	663
	Zona C mazarota	644	702
	Zona D mazarota	633	690
Lingote N°14	Zona I mazarota	661	721
	Zona C mazarota	663	724
	Zona D mazarota	632	687

Gráfica 6.5. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona A



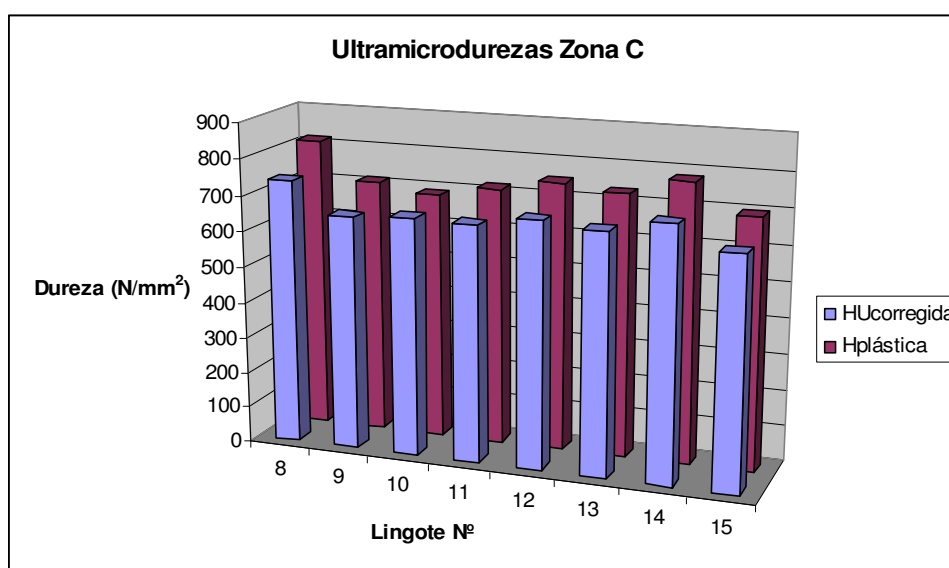
Al realizar el ensayo de ultramicrodurezas a la fase α de la zona A de los lingotes, vemos que los valores de dureza universal corregida y de dureza plástica corresponden al lingote número 12 son los más elevados. Esto se debe a la estructura globular del lingote, a una gran esferoidización de los granos de fase α y de a sus pequeñas dimensiones. El valor mínimo de dureza se da para el lingote n°15 siendo la dureza universal corregida de 616 N/mm² y la dureza plástica de 668 N/mm².

Gráfica 6.6. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona B



Al realizar el ensayo de ultramicrodurezas a la fase α de la zona B de los lingotes, vemos que los valores de dureza universal corregida y de dureza plástica son muy similares en todos los lingotes pero destacan levemente los de los lingotes número 8, 12 y 14. Se observó anteriormente los lingotes 8 y 14 tienen defectos de porosidad interna, por este motivo el lingote con mayor dureza universal corregida como plástica es el lingote número 12, con valor 687 N/mm^2 y 752 N/mm^2 respectivamente.

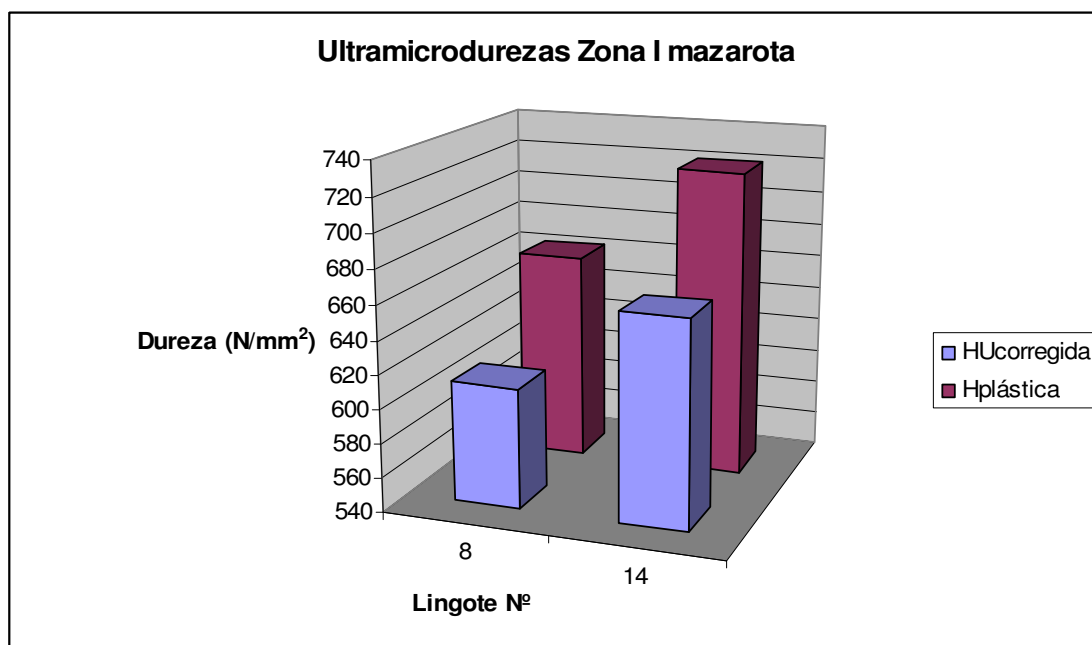
Gráfica 6.7. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona C



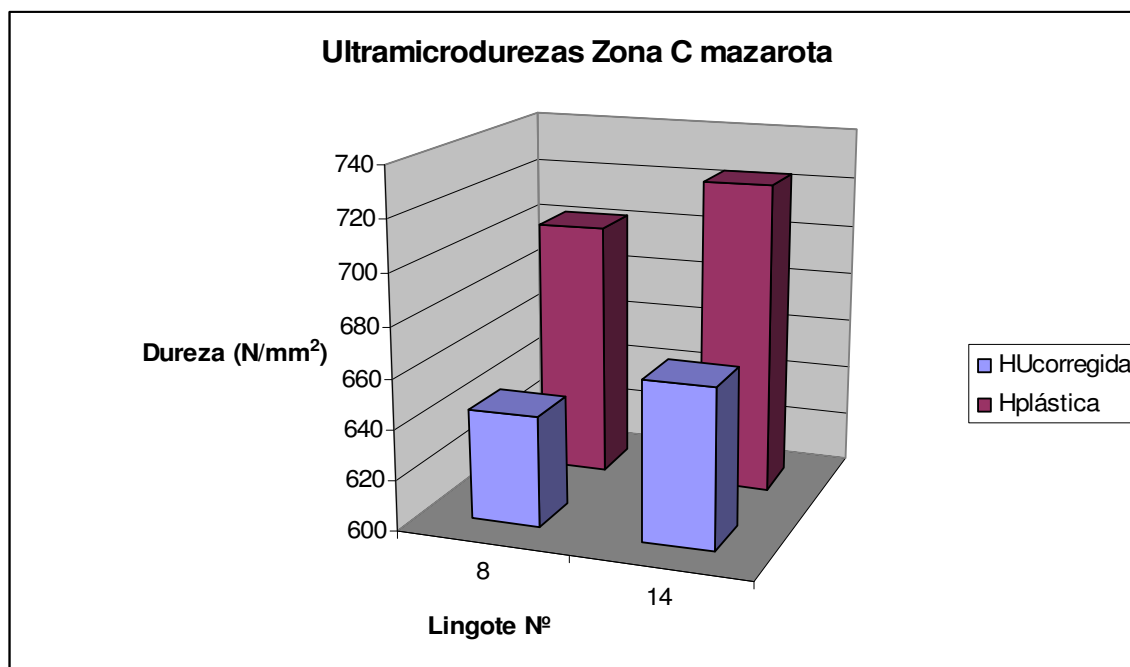
En la sección C sucede lo mismo que en la sección B, todos los lingotes tienen valores de dureza universal y dureza plástica muy semejantes, pero destacan los lingotes número 8, 12 y 14. Los lingotes de 8 y 14 segundos tienen defectos de porosidad interna, por este motivo el lingote con mayor dureza universal corregida como plástica vuelve a ser el lingote número 12, con valor 686 N/mm^2 y 749 N/mm^2 respectivamente.

Los valores de dureza universal y dureza plástica en las secciones de las mazarotas de los lingotes número 8 y 14, son inferiores a los obtenidos en la sección central de los lingotes. Esto se debe principalmente a que el lodo que se acumula en la mazarota es enfriado durante muy poco tiempo, y porque en las mazarotas es donde más defectos pueden aparecer debido a la función que tiene esta.

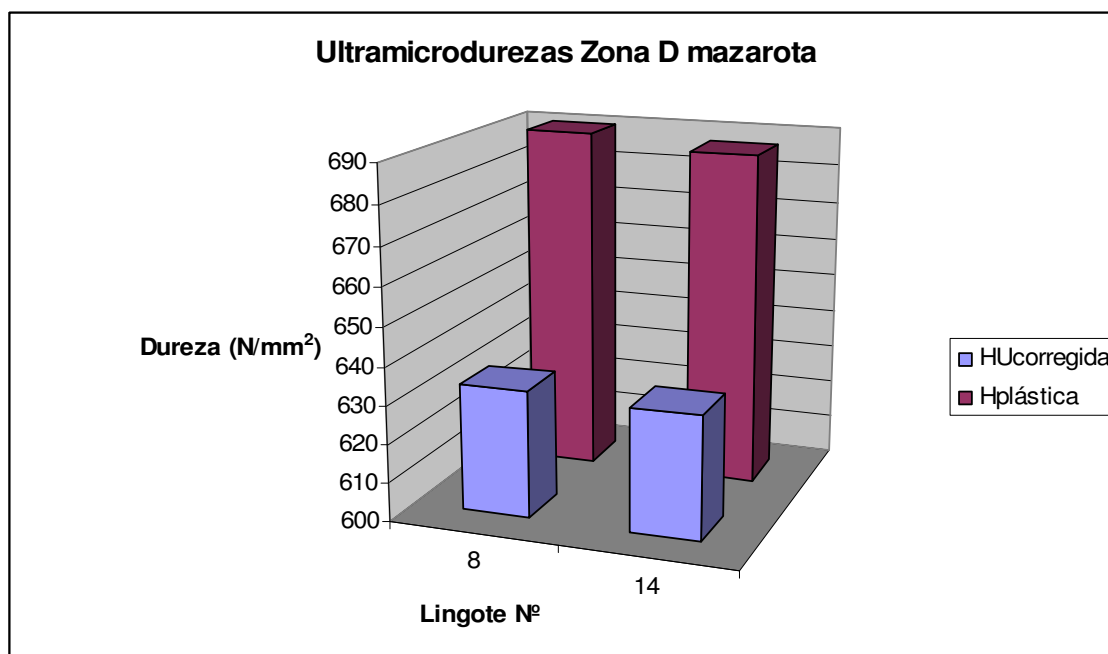
Gráfica 6.8. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona I de la mazarota



Gráfica 6.9. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona C de la mazarota



Gráfica 6.10. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona D de la mazarota



Microestructura

En cuanto a la microestructura de los lingotes número 8 y 14 que son los que tienen los tiempos de enfriamiento más cortos 9 y 5 segundos respectivamente, vemos como la estructura es dendrítica el tiempo no es suficiente para formar glóbulos. También el microconstituyente eutéctico al no tener el tiempo suficiente tiene forma de agujas que podrían corresponder al compuesto intermetálico AlFeMgSi . Se observa como en las zonas de la sección central del lingote y en las zonas de la mazarota hay microporosidad y rechupes.

Con lingotes con tiempos de enfriamiento más largos se observa la obtención de estructuras globulares, una mayor esferoidización, un crecimiento del grano, y el eutéctico es mucho más fino, formado principalmente de partículas de silicio primario, aunque también se pueden observar compuestos intermetálicos que podrían ser por su forma y distribución Mg_2Si y AlFeSi .

En los lingotes número 8 y 14 una vez se ha analizado la microestructura, se han descartado los ensayos mecánicos que estaban previstos, debido a la elevada concentración de defectos en la estructura interna del material.

7. Conclusiones

Los lingotes inyectados para tiempos por debajo de 9 segundos correspondientes a los lingotes estudiados 8 y 14, no tienen el % de fracción sólida necesaria para la inyección en estado semisólido, y al ser inyectados a baja velocidad tienen un régimen de llenado turbulento lo que produce un gran atrapamiento de gases.

Un tiempo de enfriamiento por debajo de 9 segundos produce una gran contracción de la aleación durante la solidificación del componente produciéndose macro y microrechupes. Esta defectología produce una gran anisotrópica en todo el componente.

El lingote número 12 con un tiempo de enfriamiento de 14 segundos y temperatura del caldo de 652°C es el que muestra una mayor dureza en las zonas de estudio y con valores más homogéneos que en los otros lingotes, teniendo durezas en toda su sección comprendidas entre 63 y 66HB.

Los resultados obtenidos del análisis de Ultramicrodureza, la dureza de la fase α de los lingotes en todas sus zonas de estudio va aumentando con el aumento del tiempo de enfriamiento adquiriendo el valor máximo en el lingote nº12 con un tiempo de enfriamiento de 14 segundos, con una dureza universal corregida de 792 N/mm² en la zona A, 687 N/mm² en la zona B, y 686 N/mm² en la zona C, y una dureza plástica de 877 N/mm² en la zona A 752 N/mm² en la zona B, y 749 N/mm² en la zona C, debido a la presencia de elementos aleantes en la fase α , que nos proporcionarían un aumento de la dureza al aplicarle un tratamiento térmico T5 a los componentes. Se observa que a partir de los 14 segundos, esta va decreciendo progresivamente.

Los 14 segundos de tiempo de enfriamiento junto con una temperatura de caldo de 652°C, y una velocidad de 0.049 m/s aseguran un llenado de la cavidad del molde con régimen laminar y nos proporciona la mejor combinación de propiedades mecánicas y microestructura. Así como el menor número de defectos como son gas atrapado, micro - macrorechupes y porosidad.

Tiempos de enfriamiento por debajo de 9 segundos no permite obtener una estructura globular sino una estructura dendrítica típica de inyección convencional. Se observan defectos típicos de inyección como micro rechupes y porosidad en el interior de la estructura interna del lingote.

Tiempos por encima de 9 segundos de tiempo de enfriamiento dan lugar a una estructura globular, se observa que con el aumento del tiempo de enfriamiento las fase α adquiere una forma más esferoidal y aumenta su tamaño desde unas 20 μm en el lingote n°9 con tiempo de enfriamiento de 11 segundos hasta las 30 μm del lingote n°15 con tiempo de enfriamiento de 16 segundos, y el microconstituyente eutéctico también se va afinando con el aumento del tiempo de enfriamiento. Las agujas de silicio no crecen.

El lingote n°12 con el tiempo de enfriamiento de 14 segundos y con una temperatura del caldo de 652°C es el lingote con las propiedades de conformación óptimas. Tiempos por encima de los 14 segundos de tiempo de enfriamiento no mejoran las propiedades mecánicas ni la microestructura. Así como tiempos por debajo tampoco proporcionan la combinación de propiedades y microestructura deseadas.

8. Impacto Ambiental

Los procesos de conformación en estado semisólido mejoran las propiedades mecánicas de los componentes reduciendo la porosidad o microporosidad, dotando a estos, de una mayor calidad.

El proceso de conformación en estado semisólido utilizado en este proyecto ha sido el Sub Liquidus Casting (SLC). Este proceso se diferencia de otros en que reduce el consumo energético y la generación de residuos. Hay procesos en los que se funde el material para obtener el lingote, se deja enfriar y posteriormente se vuelve a fundir o a calentar para poder ser conformado. En el proceso Sub Liquidus Casting solo se funde el material una vez y es conformado directamente. Además este proceso permite el reciclado *in situ* del material sobrante.

La utilización de aleaciones ligeras en procesos de conformación en estado semisólido, ha permitido que sectores tan importantes como la aeronáutica y la automoción utilicen productos con estas características, en lugar de materiales utilizados hasta hace muy poco en exceso como el acero. De esta forma los vehículos reducen su masa, lo que conlleva además de una mejora de las propiedades mecánicas (aceleración, frenada, paso por curva...), una reducción del consumo y de la emisión de gases de efecto invernadero.

9. Presupuesto

Orden	Concepto	Máquina (€/h)	Horas Máquina (h)	Coste Máquina (€)	Técnico (€/h)	Horas Técnico (h)	Coste Técnico (h)	Coste Total (€)
1	Documentación				7	40	240	240
2	Preparación probetas Dureza Brinell	42	15	630	42	20	840	1470
3	Ensayo Dureza Brinell	47	8	376	42	14	504	880
4	Preparación Probetas Ultramicrodureza	42	30	1260	42	50	2100	3360
5	Ensayo de Ultramicrodureza	47	40	1880	42	60	2520	4400
6	Microscopio Óptico	56	5	280	42	6	252	532
7	Redacción del PFC				67	120	8040	8040
							Subtotal	18922
							IVA (16%)	3027,52
							Total	21949,52

10. Índice de Tablas, Gráficas y Figuras

	Pág.
Tabla 2.1. Nomenclatura de las aleaciones de aluminio	15
Figura 2.1. Diagrama pseudo-binario Al-Mg ₂ Si	17
Tabla 2.2. Puntuación de las propiedades de la aleación de aluminio A357.0	18
Tabla 2.3. Composición química de la aleación A357.0 en % en peso	19
Figura 3.1. Corte de un lingote de Rheocasting	22
Figura 3.2. Gráfica de fluidez para representar la viscosidad dinámica y aparente	24
Figura 3.3. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido newtoniano	26
Figura 3.4. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido pseudoplástico	27
Figura 3.5. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido dilatante	29
Figura 3.6. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido viscoelástico	30
Figura 3.7. a) Gráfica de fluidez, b) Gráfica de viscosidad de un fluido tixotrópico	32
Figura 3.8. a) Microestructura con estructura dendrítica, b) Microestructura con estructura globular	34
Figura 3.9. Esquema de los procesos de Thixoforming	35
Figura 3.10. Orden de conformación de los procesos de fabricación por Thixoforming	36
Figura 3.11. Proceso de conformación por Thixocasting: a) Calentamiento hasta el estado semisólido b) Inyección del material c) Llenado del molde	37
Figura 3.12. Máquina adaptada por Bühler	37
Figura 3.13. Máquina para el proceso de Thixoforging	38
Figura 3.14. Máquina para el proceso de Thixomolding	39
Figura 3.15. Proceso de conformación por Compocasting	40
Figura 3.16. Esquema del proceso New Rheocasting	41
Figura 3.17. Máquina UBE HVSC 800 NRC	42
Figura 3.18. Esquema del proceso SSR	43
Figura 3.19. Máquina de RDC	44
Figura 3.20. Esquema del proceso de Cooling Slope, a) Fusión, b) Enfriamiento	45
Figura 3.21. a) Máquina THT 100T, b) Cámara de inyección y pistón	46
Figura 3.22. Relación calidad-precio de diferentes procesos SSM	47
Tabla 4.1. Parámetros de conformación	50
Figura 4.1. Lingote conformado por SLC (Cotas en [mm])	51
Figura 4.2. Detalle de las partes delantera y trasera de los lingotes y mazarota	51
Figura 4.3. Sección central del lingote	52
Figura 4.4. Secciones de la mazarota	52
Figura 4.5. Tronzadora Struers Labotom-3	53
Figura 4.6. Tronzadora Struers Accutom-5	53
Figura 4.7. Sección central recién cortada	53
Figura 4.8. Sección central pulida con papel P400	53
Tabla 4.2. Cargas y diámetros de esferas usadas para el ensayo de dureza Brinell	55
Tabla 4.3. Características Durómetro Universal	55
Figura 4.9. Durómetro Universal EMCO	56

Figura 4.10. Cortes realizados en la sección central del lingote	57
Figura 4.11. Prensa de montaje de probetas Struers LaboPress-3	58
Figura 4.12. Pulidora Struers Rotopol-11	59
Figura 4.13. Ultramicrodurómetro Fischer H100	60
Figura 4.14. Indentador, carro de fijación de la probeta y microscopio óptico	61
Figura 4.15. Forma de aplicar la fuerza a través del indentador Vickers piramidal de base cuadrada	62
Figura 4.16. Zonas escogidas para hacer las indentaciones	63
Figura 4.17. Gráfica de energías y profundidades obtenidas en el ensayo de ultramicrodurezas	64
Tabla 5.1. Puntos seleccionados por cada zona del lingote	66
Tabla 5.2. Durezas obtenidas en el lingote N°8	67
Gráfica 5.1. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°8	67
Tabla 5.3. Durezas obtenidas en el lingote N°9	67
Gráfica 5.2. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°9	67
Tabla 5.4. Durezas obtenidas en el lingote N°10	68
Gráfica 5.3. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°10	68
Tabla 5.5. Durezas obtenidas en el lingote N°11	68
Gráfica 5.4. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°11	68
Tabla 5.6. Durezas obtenidas en el lingote N°12	69
Gráfica 5.5. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°12	69
Tabla 5.7. Durezas obtenidas en el lingote N°13	69
Gráfica 5.6. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°13	69
Tabla 5.8. Durezas obtenidas en el lingote N°14	70
Gráfica 5.7. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°14	70
Tabla 5.9. Durezas obtenidas en el lingote N°15	70
Gráfica 5.8. Representación de las durezas obtenidas en el lingote N°15	70
Figura 5.1. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona A	71
Figura 5.2. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona B	71
Figura 5.3. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona C	72
Figura 5.4. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona I de la mazarota	72
Figura 5.5. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona C de la mazarota	73
Figura 5.6. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°8 zona D de la mazarota	73
Figura 5.7. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°9 zona A	74
Figura 5.8. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°9 zona B	74
Figura 5.9. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°9 zona C	75
Figura 5.10. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°10 zona A	75
Figura 5.11. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°10 zona B	76
Figura 5.12. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°10 zona C	76
Figura 5.13. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°11 zona A	77
Figura 5.14. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°11 zona B	77
Figura 5.15. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°11 zona C	78
Figura 5.16. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°12 zona A	78
Figura 5.17. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°12 zona B	79

Figura 5.18. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°12 zona C	79
Figura 5.19. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°13 zona A	80
Figura 5.20. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°13 zona B	80
Figura 5.21. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°13 zona C	81
Figura 5.22. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona A	81
Figura 5.23. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona B	82
Figura 5.24. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona C	82
Figura 5.25. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona I de la mazarota ...	83
Figura 5.26. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona C de la mazarota ...	83
Figura 5.27. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°14 zona D de la mazarota ...	84
Figura 5.28. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°15 zona A	84
Figura 5.29. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°15 zona B	85
Figura 5.30. Representación de energías y profundidades obtenidas en el lingote N°15 zona C	85
Figura 5.31. Microestructura del lingote N°8 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	86
Figura 5.32. Microestructura del lingote N°8 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	86
Figura 5.33. Microestructura del lingote N°8 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	86
Figura 5.34. Microestructura del lingote N°8 zona I de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	87
Figura 5.35. Microestructura del lingote N°8 zona C de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	87
Figura 5.36. Microestructura del lingote N°8 zona D de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	87
Figura 5.37. Microestructura del lingote N°9 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	88
Figura 5.38. Microestructura del lingote N°9 zona B, a) 200 aumentos b) 400 aumentos	88
Figura 5.39. Microestructura del lingote N°9 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	88
Figura 5.40. Microestructura del lingote N°10 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	89
Figura 5.41. Microestructura del lingote N°10 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	89
Figura 5.42. Microestructura del lingote N°10 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	89
Figura 5.43. Microestructura del lingote N°11 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	90
Figura 5.44. Microestructura del lingote N°11 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	90
Figura 5.45. Microestructura del lingote N°11 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	90
Figura 5.46. Microestructura del lingote N°12 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	91
Figura 5.47. Microestructura del lingote N°12 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	91
Figura 5.48. Microestructura del lingote N°12 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	91
Figura 5.49. Microestructura del lingote N°13 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	92
Figura 5.50. Microestructura del lingote N°13 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	92
Figura 5.51. Microestructura del lingote N°13 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	92
Figura 5.52. Microestructura del lingote N°14 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	93
Figura 5.53. Microestructura del lingote N°14 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	93
Figura 5.54. Microestructura del lingote N°14 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	93
Figura 5.55. Microestructura del lingote N°14 zona I de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	94
Figura 5.56. Microestructura del lingote N°14 zona C de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	94
Figura 5.57. Microestructura del lingote N°14 zona D de la mazarota, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	94
Figura 5.58. Microestructura del lingote N°15 zona A, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	95
Figura 5.59. Microestructura del lingote N°15 zona B, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	95

Figura 5.60. Microestructura del lingote N°15 zona C, a) 200 aumentos, b) 400 aumentos	95
Tabla 6.1. Resultados del ensayo de Dureza Brinell	96
Gráfica 6.1. Dureza Brinell en la zona periférica de los lingotes	97
Gráfica 6.2. Dureza Brinell en la zona intermedia de los lingotes	97
Gráfica 6.3. Dureza Brinell en la zona central de los lingotes	98
Gráfica 6.4. Dureza Brinell de todos los puntos de los lingotes	98
Tabla 6.2. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza .	99
Tabla 6.3. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza .	100
Gráfica 6.5. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona A	101
Gráfica 6.6. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona B	101
Gráfica 6.7. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona C	102
Gráfica 6.8. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona I de la mazarota	103
Gráfica 6.9. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona C de la mazarota	103
Gráfica 6.10. Valores de dureza universal corregida y dureza plástica obtenidos en el ensayo de ultramicrodureza de la zona D de la mazarota	104

11. Bibliografía

- [1] Altenpohl D.G., Technology, Applications, and Environment. Aluminium Association, Minerals, Metals & Material Society, 6th Edition, (1998).
- [2] Apuntes Conformación de Materiales, EPSEVG.
- [3] Davis J.R., Aluminium and aluminium alloys, ASM International Handbook Committee, (1993).
- [4] Gil Mur F. J., Aparicio C., Aleaciones ligeras. Edicions UPC, Barcelona. (2001)
- [5] http://www.infomet.com.br/imagens/al_tratamentos_termicos.jpg
- [6] Campillo Betbesé, Manel. Simulación de procesos para la obtención de pistones mediante la conformación en estado semisólido: SLC y NRC. Proyecto Final de Carrera. (2005)
- [7] Forn A., Baile M^a. T., Picas J. A. y Martín E., Propiedades Mecánicas y Análisis Factográfico de Componentes AlSiMg Conformados en Estado Semisólido. (2005)
- [8] Valer J., Rodriguez J.M. and Urcola J.J., Conformado de aleaciones en estado semisólido. Aplicación a aleaciones hipereutecticas de Al-Si. (1996)
- [9] Flemings M.C., Riek R.G., Young K.P., Rheocasting, Materials Science and Engineering. (1976)
- [10] Kirkwood D., Semisolid metal processing, University of Sheffield. (1995).
- [11] Baser T., Pehlke R., Sachdev A., The Effect of Microstructure on the T6 Mechanical Properties of Semi-Solid formed A357 Aluminium, Proceedings from Material Solutions Conference. (2001)

- [12] Flemings M.C., Behaviour of metal alloys in the semisolid state, Metallurgical Transactions A. (1991)
- [13] Joly P.A. And Mehrabian R.J., Materials Science. (1992).
- [14] Wendinger B., Luechinger H., Thixoforming – serial parts and new opportunities for high ductile application. Thixoalloy® Components GmbH & Co KG.
- [15] Semi-Solid Metal Technology and Research Group (SSMTRG),
www.un.ac.za/departments/extra.asp?id=5&dept=ssmtrgud
- [16] Streeter V. L., Handbook of Fluid Dynamics, McGraw Hill Book Company. (1961)
- [17] Muñoz Guerrero, José Antonio. Propiedades mecánicas de componentes de aleación A356 producidos por el procedimiento industrial sub líquido casting (SLC). Proyecto Final de Carrera. (2008)
- [18] Javier Blasco Alberto, ¿Qué es la reología? (2004).
- [19] Menargues Muñoz, Sergi. Simulación del Proceso de Conformación de una Rótula de Dirección por Thixocasting. Proyecto Final de Carrera. (2005)
- [20] Baile Puig, María Teresa. Estudio de la conformación de componentes de Aluminio-Silicio en estado semisólido. Tesis Doctoral. (2005)
- [21] Cho W. G., and Kang C. G., Mechanical properties and their microstructure evaluation in the thixoforming process of semi-solid aluminum alloys. Journal of Materials Processing Technology. (2000)
- [22] Universität Stuttgart www.cct-bw.de/fe-verfahren-thixocasting.htm
- [23] Sasaki Gen, Material Mechanical Properties and Microstructure of Magnesium Alloy Matrix Composites Fabricated by Casting Process. Department of Mechanical System Engineering. Hiroshima University. (2003)

- [24] Procesos de transformación. ASCAM Technology Center
- [25] Ogris Erhard. Development of Al-Si-Mg Alloys for Semi-Solid Processing and Silicon Spheroidization Treatment (SST) for Al-Si Cast Alloys. SWISS FEDERAL INSTITUTE OF TECHNOLOGY ZURICH. (2002)
- [26] LKR www.lkr.at/4a0011b1df8df1d1fab0739fb7a0619d.html
- [27] Easton M.A., Kaufmann H. and Fragner W., The effect of chemical grain refinement and low superheat pouring on the structure of NRC castings of aluminium alloy Al-7Si-0.4Mg. Materials Science and Engineering: (2006)
- [28] Foundry Manegement & Technology
http://www.foundrymag.com/feature/feature/49867/semisolid_rheocasting_moves_into_commercial_production
- [29] Atkinson H. V., Modelling the semisolid processing of metallic alloys. Progress in Materials Science. (2005)
- [30] Eureka <http://www.eurekamagazine.co.uk/article/9065/Mixing-extruder-makes-impossible-alloys.aspx>
- [31] Fan Z., Rheo-diecasting of Al-Alloys. Brunel Centre for Advanced Solidification Technology, Brunel University. (2004)
- [32] Cardoso Legoretta E., Atkinson H.V, and Jones H., Cooling slope casting to obtain thixotropic feedstock. Universities of Leeds, Sheffield and York. (2007)
- [33] Fresno Abad, David. Optimización de los Tratamientos Térmicos T5 y T6 para una Aleación A356 Conformada por SLC. Proyecto Final de Carrera. (2007)
- [34] Espinosa Hernandez, Isabel. Comparativa entre diferents recobriments decoratius obtinguts per PVD en base Ni i el Cr electrolític. Proyecto Final de Carrera. (2005)

Agradecimientos

Quisiera agradecer a todos los integrantes del Departament de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica, de la Sección de Vilanova i la Geltrú, los cuales me han ayudado y aconsejado siempre que lo he necesitado durante la realización de todo el proyecto. Quisiera agradecer especialmente al Director del proyecto Sergi Menargues Muñoz, a Manel Campillo Betbesé y a la ponente la Dra. M^a Tera Baile Puig por las horas y la atención dedicada.

También quisiera agradecer a mi familia por apoyarme en todo lo que he hecho y aconsejarme siempre que lo he necesitado.